



**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
CURSO DE DOUTORADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

RAPHAEL ARAGONÊS LEITE

**AVALIAÇÃO DO EFEITO TRIP EM AÇOS INOXIDÁVEIS
AUSTENÍTICOS 304L E ASTM 201LN SOB CONDIÇÕES DE
CARREGAMENTO DINÂMICO**

Rio de Janeiro
2020

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

RAPHAEL ARAGONÊS LEITE

**AVALIAÇÃO DO EFEITO TRIP EM AÇOS INOXIDÁVEIS
AUSTENÍTICOS 304L E ASTM 201LN SOB CONDIÇÕES DE
CARREGAMENTO DINÂMICO**

Proposta de Tese de Doutorado apresentada ao
Curso de Doutorado em Ciência dos Materiais do
Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial
para a obtenção do título de Doutor em Ciência dos
Materiais.

Orientadora: Prof^a. Andersan dos Santos Paula –
D.C.

Rio de Janeiro
2020

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha
Rio de Janeiro – RJ CEP: 22.290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmar ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

xxx Leite, Raphael Aragonês

Xxxxx AVALIAÇÃO DO EFEITO TRIP EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS 304L E ASTM 201LN SOB CONDIÇÕES DE CARREGAMENTO DINÂMICO / Raphael Aragonês Leite; orientado por Andersan dos Santos Paula – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2020.

Tese (Doutorado) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2020.

1. Curso de Ciência dos Materiais – teses e dissertações. 2. Ligas de Aço. 3. Aço inoxidável 304L e ASTM 201LN. I. Paula, Andersan dos Santos. II. Instituto Militar de Engenharia.

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

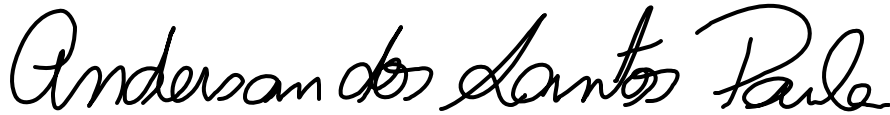
RAPHAEL ARAGONÊS LEITE

**AVALIAÇÃO DO EFEITO TRIP EM AÇOS INOXIDÁVEIS
AUSTENÍTICOS 304L E ASTM 201LN SOB CONDIÇÕES DE
CARREGAMENTO DINÂMICO**


Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciência dos Materiais.

Orientadores: Prof^ª. Anderson dos Santos Paula – D.C.

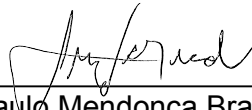
Aprovada em 05 de Junho de 2020 pela seguinte Banca Examinadora:



(Presidente) Prof^ª. Anderson dos Santos Paula - D.C. do IME - Orientadora



Prof. Alaelson Vieira Gomes – D.C. do IME



Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – D.C. do IME



Prof. Luciano Pessanha Moreira – D.C. da UFF



Prof. Tarcísio Reis de Oliveira – D.C. da UniLesteMG

Rio de Janeiro
2020

Dedico este trabalho aos meus pais e a meu filho que são a razão de tudo.

AGRADECIMENTOS

Aos meus amados pais, vó e a minha irmã assim como meu pequeno Nicolas e também um agradecimento a Kelly. A minha querida Tia Maria do Carmo, obrigado pelo apoio incondicional.

A minha orientadora Andersan por sua inestimável ajuda tanto no conhecimento técnico como pessoal e de vida, meu profundo agradecimento.

Ao grande engenheiro e doutor Fernando Longhi pelo incentivo a fazer o doutoramento assim como também por fazer o elo em me apresentar ao grande professor Miguez, pois sem ele essa história jamais seria escrita.

Ao grande Coronel Carlos Eduardo chefe da divisão de sistemas, pois sem a sua ajuda nos piores momentos da minha caminhada, seja no começo do processo do doutoramento, assim como no meio e principalmente no final desta jornada foi imensurável a sua ajuda para que eu pudesse chegar até aqui.

Ao grande engenheiro Rafael Rodrigues com quem pude compartilhar muitas conversas e dúvidas sobre o ensaio dinâmico.

Aos amigos do Laboratório de Materiais do Ctex, Iaci, Victor Miranda, Capitão Craveiro, Francisco, Major Marcelo e ao Coronel André Cardoso meu muito obrigado por cada passo desta tese com suas contribuições técnicas. Ao grande amigo, professor e tutor na Seção de Normalização Coronel Josédes Castelo Branco, minha gratidão por toda a ajuda e aprendizado.

Aos meus amigos de Lamef Toni Lima, Rogério Soares e Guilherme Lemos pela ajuda gigante com a confecção dos corpos de prova para toda esta tese. As minhas referências na área de metalurgia física, professores da UFRGS Telmo Roberto Strohaecker e Afonso Reguly pela ajuda em me disponibilizar o laboratório para a realização desde a usinagem dos corpos de prova assim como com os equipamentos para a realização de alguns ensaios.

A pessoa mais importante desta tese está na figura da Monica Aline Magalhães Gurgel, por sua inestimável capacidade técnica com as diversas técnicas experimentais utilizadas nesse trabalho, pois sem sua contribuição eu jamais conseguiria concluir este trabalho.

Aos grandes engenheiros pesquisadores do Cenpes Petrobras e amigos Rafael Wagner, Fabrício Santos, Gustavo Pires e Julio Endress Ramos, meu muito obrigado com a ajuda nos ensaios de ultra-som e ferritoscopia.

Aos professores do IME com quem pude receber muito conhecimento e aos amigos que fiz durante essa jornada como: Wagner, Lucas, Rogério, Édio, Renato, Mônica, Larissa, Nahrma, Marina, Ana Paula, Caroline, Andrey, Camila, Juciane, Rodolfo, Gabriel e Flávio.

Ao professor e pesquisador Tarcísio Reis por nos conceder os materiais (304L e ASTM 201LN) para o estudo e ao técnico Cláudio Moreira da Aperam, pela colaboração em extrair o material da produção e promover o envio do mesmo.

Agradecimento especial ao Exército Brasileiro e a nação Brasileira por nos conceder a honra de estudar em um instituto público e federal.

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

LISTA DE SIGLAS

1.INTRODUÇÃO	35
1.1 Considerações gerais	35
1.2 Motivação	55
1.3 Objetivos	55
1.3.1 Objetivo geral	55
1.3.2 Objetivos específicos	55
2.REVISÃO DE LITERATURA.....	57
2.1 Aços inoxidáveis	57
2.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos da série AISI 300	65
2.1.2 Aços inoxidáveis austeníticos da série AISI 200	73
2.2 Transformação martensítica.....	80
2.3 Efeito TRIP	88
2.3.1 Bases do efeito TRIP.....	89
2.3.2 Fatores de influência na transformação martensítica induzida por plasticidade.....	98
2.3.2.1 Influência da composição química.....	98
2.3.2.2 Influência da energia da falha de empilhamento.....	101
2.3.2.3 Efeito da deformação e do estado de tensões	110
2.3.2.4 Efeito do tamanho do grão austenítico.....	117
2.3.3 Efeito TRIP em aços inoxidáveis austeníticos.....	118
2.3.4 Comparativo do carregamento quase estático e dinâmico no efeito TRIP.....	126
2.4 Ensaio dinâmico em materiais	140
2.5 A técnica da barra de Hopkinson	143
2.6 Propagação de ondas em barras cilíndricas	150
2.7 Cálculo das tensões e deformações no corpo de prova	155

3.MATERIAIS E MÉTODOS.....	163
3.1 Materiais.....	163
3.2 Metodologia	164
3.2.1 Análise Química.....	165
3.2.2 Ensaio em barra de pressão Hopkinson	166
3.2.3 Avaliação das propriedades elásticas por ultra-som.....	176
3.2.4 Ensaio de macrodureza	181
3.2.5 Ensaio de microdureza	182
3.2.6 Ultramicrodureza instrumentada	183
3.2.7 Preparação metalográfica.....	189
3.2.8 Polimento eletrolítico	190
3.2.9 Ataque eletrolítico	190
3.2.10 Microscopia óptica.....	191
3.2.11 Difração de raios X.....	191
3.2.12 Análises microestruturais.....	192
3.2.13 Quantificação de fase por ferritoscopia.....	197
3.2.14 Ensaio de tração uniaxial.....	200
3.2.15 Ensaio de compressão uniaxial.....	202
4.RESULTADOS E DISCUSSÃO	204
4.1 Materiais nos estados como recebidos.....	204
4.1.1 Análise química.....	204
4.1.2 Análises composicionais versus temperatura de transformação e energia.....	205
4.1.3 Energia de falha de empilhamento	210
4.1.4 Caracterização microestrutural.....	212
4.1.5 Identificação e quantificação das fases.....	215
4.1.6 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD).....	221
4.1.7 Macrodureza	227
4.1.8 Microdureza.....	228
4.1.9 Avaliação das propriedades elásticas por ultrassom	228
4.2 Resultados após ensaios mecânicos	231
4.2.1 Ensaio de tração uniaxial.....	231
4.2.2 Ensaio de compressão.....	233

4.2.3 Ensaio dinâmico.....	236
4.2.4 Identificação das fases por difratometria de raios X	253
4.2.5 Quantificação de fase por ferritoscopia	258
4.2.6 Caracterização Microestrutural.....	263
4.2.7 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD).....	271
4.2.8 Ultramicrodureza instrumentada	283
4.3 Discussão dos resultados após ensaios mecânicos.....	290
4.3.1 Ensaio estático de tração e compressão	290
4.3.2 Ensaio dinâmico.....	293
5.CONCLUSÕES	307
6.SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	310
7.REFERÊNCIAS	311

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura-1-3 Curvas tensão-deformação de engenharia (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).	43
Figura -1-4 – Dispositivo para ensaio de flexão (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).	46
Figura-1-5 – Curvas força-deslocamento para o ensaio de impacto sob flexão para os cinco tipos de materiais estudados (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).	47
Figura 1-1 – Curvas temperatura tempo em função da quantidade de carbono em solução para que ocorra o processo de sensitização (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994).	63
Figura 1-2- Empobrecimento de cromo perto dos contornos de grão devido a precipitação dos carbonetos deste elemento (STAINLESS STEELS FOR DESIGN ENGINEERS, 2008).	64
Figura 2-1- Tenacidade de diferentes tipos de aços inoxidáveis em função da temperatura, energia de impacto Charpy com entalhe em V (LEFFLER, 2014).	66
Figura 2-2 - Diagrama de equilíbrio da solubilidade do carbono em um aço austenítico 18-10 (STAINLESS STEELS FOR DESIGN ENGINEERS, 2008).	71
Figura 2-3 – Efeito do trabalho mecânico a frio no aço AISI 304L. (DESIGN MANUAL FOR STRUCTURAL STAINLESS STEEL, 2003).	72
Figura 2-4 - Ilustração de um cisalhamento simples para uma deformação no.....	83
Figura 2-5 – Crescimento da martensita α' com a subsequente diminuição da temperatura abaixo de M_i . O aumento do resfriamento cresce da letra (a) para a letra (b) (PORTER EASTERLING, 1992).	85
Figura 2-6 – Ilustração de como a placa de martensita permanece macroscopicamente coerente com a austenita em sua vizinhança e também com a superfície a qual intercepta (PORTER EASTERLING, 1992).	86
Figura 2-7 - Transformação martensítica resultante da aplicação de tensão em uma liga austenítica Fe-28Ni-0,4C, ensaiada em temperatura	

<p>acima de M_i. (a) Fração volumétrica de martensita em função da magnitude de tensão aplicada. Micrografias ópticas das regiões de (b) baixa magnitude de tensão e (c) alta magnitude de tensão. A seta é indicativa da direção da tensão aplicada. (LAUGHLIN, 2014).....</p>	89
<p>Figura 2–8 – Diagrama esquemático da variação da energia livre em função da temperatura para a transformação martensítica (WAYMAN, BADESHIA, 1996)</p>	90
<p>Figura 2–9 - Relação tensão <i>versus</i> temperatura e influência da tensão elástica e deformação plástica no efeito TRIP (COHEN, WAYMAN, 1981).</p>	93
<p>Figura 2–10 – Vista planar das posições atômicas e sequências de empilhamento para: (a) cristal CFC perfeito; (b) falha intrínseca; (c) falha extrínseca; (d) falha de macla; (e) cristal de macla. (CAHN, HAAASEN, 1996).</p>	102
<p>Figura-2–11 - Deslizamento em um plano compacto (111) no reticulado de estrutura CFC.</p>	103
<p>Figura 2–12 – Relação da EFE de algumas ligas Fe-Cr-Ni com a formação da martensita induzida por deformação (PINTO, 2005).</p>	108
<p>Figura - 2–13 - Fração volumétrica da fase α' gráfico (a) e da fração da fase ϵ gráfico (b) em função da deformação plástica para os modos de carregamento sob tração (1) torção (2) compressão (3). (LEBEVEDEV e KOSARCHUK, 2000).</p>	113
<p>Figura 2–14 – Transformação martensítica induzida por deformação/tensão do aço de grau AISI 304 em função da temperatura em um ensaio de tração com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} (ANGEL, 1954).</p>	119
<p>Figura 2–15 – Curvas tensão-deformação verdadeiras para o aço AISI 201L em função da temperatura. Ensaio uniaxial de tração (HAMADA <i>et al</i>, 2013).</p>	120
<p>Figura - 2–16 – Imagem em campo escuro da formação da martensita α' em intersecções pontuais da lâminas de martensita ϵ, 5% de deformação a 77 K (SPENCER <i>et al.</i>, 2004).</p>	123
<p>Figura - 2–17 – Microestrutura de um aço AISI 304 de grão grosseiro deformado a 10% sob carregamento uniaxial de tração a - 50 °C,</p>	

indicando as martensitas ϵ e α' , tendo a α' a indicação por setas (DE <i>et al.</i> , 2006).	125
Figura 2-18 – Curvas tensão – deformação obtidas para o aço AISI 304L através do ensaio de tração em diferentes temperaturas e taxas de deformação (YOO, <i>et al.</i> , 2011).....	130
Figura - 2-19 – (a) Curvas tensão – deformação verdadeiras do aço AISI 301LN obtidas em temperatura ambiente ensaiadas até a falha dos corpos de prova sob diferentes taxas de deformação.	131
Figura -2-20 – (a) Variação da tensão verdadeira em função da deformação verdadeira e sua relação com o aumento da taxa de deformação. (b) Variação da fração volumétrica de martensita em relação a deformação verdadeira e sua relação com o aumento da taxa de deformação. (LEE, LIN, 2001).....	134
Figura - 2-21 – Comportamento do material AISI SS304L sob diferentes taxas de deformação em temperatura ambiente. (a) 700 s^{-1} . (b) 1450 s^{-1} . (c) 1800 s^{-1} . (d) 2800 s^{-1} . (e) 3000 s^{-1} . (f) Curvas tensão-deformação sobrepostas 700 s^{-1} - 3000 s^{-1} (ACHARYA <i>et al.</i> , 2019).....	135
Figura - 2-22 - Comportamento do material AISI SS316LN sob diferentes taxas de deformação em temperatura ambiente. (a) 700 s^{-1} . (b) 1450 s^{-1} . (c) 1800 s^{-1} . (d) 2800 s^{-1} . (e) 3000 s^{-1} . (f) Curvas tensão-deformação sobrepostas 700 s^{-1} - 3000 s^{-1} (ACHARYA <i>et al.</i> , 2019).	136
Figura - 2-23 – Transformação martensítica em percentual volumétrico em diferentes taxas de deformação para os materiais SS 304L e SS 316LN (ACHARYA <i>et al.</i> , 2019).....	137
Figura - 2-24 –Valores de dureza Vickers em diferentes taxas de deformação para os materiais SS 304L e SS 316LN (Acharya <i>et al.</i> , 2019).....	138
Figura - 2-25 – Curvas tensão – deformação de engenharia para o aço inoxidável 201 sob diferentes taxas de carregamento (ALTURK <i>et al.</i> , 2017).	139
Figura - 2-26 – Fração volumétrica de martensita medida através de duas técnicas diferentes. (A) Uso de ferritoscópio por indução magnética (B) Difração de raios -x (ALTURK <i>et al.</i> , 2017).....	140

Figura 2–27 – Propagação da onda de tensão em uma barra de pressão Hopkinson bi partida (CHEN, SONG, 2011).	144
Figura 2–28 – Ensaio em barra Hopkinson bi partida convencional em corpo de prova de aço AISI 304 L mostrando as três ondas capturadas pelos extensômetros com o auxílio de um osciloscópio em função do tempo (GRAY, 2000).	147
Figura 2–29 – Ensaio convencional em barra Hopkinson bi partida em corpo de prova de aço SAE 1046 mostrando os três pulsos capturados pelos extensômetros com o auxílio de um osciloscópio em função do tempo (CHEN <i>et al.</i> , 2003).	149
Figura 2–30 – Barra cilíndrica com seu elemento diferencial dx de coordenada x e deslocamento u sob um estado de tensão (MEYERS, 1994).	150
Figura 2–31 – Barra de impacto e sua colisão com a barra incidente em repouso (MEYERS, 1994).	154
Figura 2–32 –Visão expandida da interface barra incidente – corpo de prova e da interface corpo de prova barra de transmissão.	156
Figura-3–1 - Esquema com um resumo dos procedimentos experimentais realizados	165
Figura 3–2 – Pulsos de tensão nas barras incidente e de transmissão com um bom alinhamento (CHEN, SONG, 2011).	169
Figura 3–3 - Pulsos de tensão nas barras incidente e de transmissão com desalinhamento (CHEN, SONG, 2011).	170
Figura 3–4 – Desenho esquemático da barra Kolsky instalada no CTE _x (Rel Inc. Manual, 2014).	171
Figura 3–5 – Sinais dos pulsos de reflexão (azul) e de transmissão (vermelho) para o ensaio em barra Kolsky para o material 304L com a relação de geometria comprimento – diâmetro de 0,5.	172
Figura 3–6 – Pulso inicial e sete reflexões. Extraído da ASTM E 494-15.	178
Figura 3–7 – Ultra-som Epoch 600 da Olympus utilizado para a determinação das propriedades elásticas dos aços inoxidáveis ASTM 201LN e 304L.	181
Figura 3–8 – Durômetro WOLPERT para as medidas na escala Rockwell instalado no CTE _x	182

Figura 3–9 - Microdurômetro Instron Tukon 2100-B com indentador Vickers acoplado.....	183
Figura 3–10 – Representação esquemática de curva indentação típica em ultramicrodureza instrumentada (OLIVER, PHARR, 1992).	185
Figura 3–11 – Parâmetros geométricos da indentação (OLIVER, PHARR, 1992).	185
Figura 3–12 - Curva da carga aplicada versus profundidade de indentação sob condição de carga e descarga em ensaio de ultramicrodureza instrumentada (Adaptado de TAYLOR, 2010; GURGEL, 2016).....	187
Figura 3–13 - Ultramicrodurômetro instrumentado, marca Shimadzu, modelo DUH-211S.	188
Figura 3–14 – Corte transversal da amostra em forma de disco, após ensaio em barra Hopkinson. Observa-se a identificação da face de impacto a direita na imagem, por meio de objeto circular e três linhas brancas que indicam a medição de ultramicrodureza.	189
Figura 3–15 - Difratômetro de Raios X, modelo X'PERT PRO MRD da PANalytical	192
Figura 3–16 – Cones de difração esquemáticos com respeito ao plano difratado pela amostra e a projeção em tela de fósforo (SCHWARTZ <i>et al.</i> , 2009)	195
Figura 3–17 – Microscópio eletrônico com detector de EBSD acoplado	196
Figura 3–18 – Princípio de funcionamento do ferritoscópio (HELMUT, 2006).....	197
Figura 3–19 – Ferritoscópio FISHER - FMP30 e as amostras padrões para calibração	198
Figura 3–20 – Fator de correção para análises de ferritoscopia em função da espessura das amostras (FEREZIN, J.W., 2016).....	199
Figura 3–21 - Corpo de prova reduzido para ensaios de tração (ASTM E8/E8M-13a- 2013).	200
Figura 3–22 - Corpos de prova de tração.....	201
Figura 3–23 – Máquina universal de ensaios Instron modelo 5969 instalada no CTEEx	203

Figura 4–1 Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% com tensão de 20 V. Ampliação de 100x. Fotomicrografia a esquerda material AISI 304L. Fotomicrografia a direita material AISI 201LN	213
Figura 4–2 – Micrografia do aço AISI 304L na condição como recebida com o uso de detector de elétrons secundários e retroespalhados na imagem da esquerda e direita respectivamente. As duas micrografias possuem uma magnificação de 200x.....	213
Figura 4–3 - Micrografia do aço AISI 304L na condição como recebida com o uso de detector de elétrons secundários e retroespalhados na imagem da esquerda e direita respectivamente. As duas micrografias possuem uma magnificação de 200x.....	214
Figura 4–4 – Difratoograma do aço AISI 304L na condição como recebida (CR) obtido com radiação de Co α	215
Figura 4–5 – Difratoograma do aço AISI 304 (Fe-18Cr-8.4Ni) ensaiado em tração com a utilização de uma radiação oriunda de um tubo com alvo de cobre (RYOO et al., 2011)	218
Figura 4–6 – Difratoogramas do aço de CrMnNi (Fe-15.9Cr-6.8Mn-6.1Ni-0.05C) ensaiado em compressão com a utilização de uma radiação oriunda de um tubo com alvo de cobre. MARTIN <i>et al.</i> , (2011).....	218
Figura 4–7 – Difratoograma do aço AISI 201LN na condição como recebida (CR) obtido com radiação de Co α	219
Figura 4–8 – Medidas por ferritoscopia referentes aos materiais AISI 201LN (imagem a esquerda) e AISI 304L (imagem a direita) como recebidos.....	220
Figura 4–9 – Imagens de EBSD para a amostra do material 201LN. (A) Mapa de orientação, (B) Mapa de misorientação, (C) Mapa de fases, (D) Mapa de qualidade e (E) Figura de polo inversa.....	224
Figura 4–10 - Imagens de EBSD para a amostra do material 304L. (A) Mapa de orientação, (B) Mapa de misorientação, (C) Mapa de fases, (D) Mapa de qualidade e (E) Figura de polo inversa.....	226
Figura 4–11 - Resultados do ensaio de tração dos corpos de prova CP 201LN - 3 e do CP 304L – 3.....	231

Figura 4–12 - Resultados do ensaio de compressão dos corpos de prova CP 201LN -1 e do CP 304L – 1.....	234
Figura 4–13 – Comportamento dinâmico para o material 201LN sob a taxa de deformação alvo de 500 s^{-1}	236
Figura 4–14 - Comportamento dinâmico para o material 304L sob a taxa de deformação alvo de 500 s^{-1}	237
Figura 4–15 - Comportamento dinâmico para o material 201LN sob a taxa de deformação alvo de 700 s^{-1}	237
Figura 4–16 - Comportamento dinâmico para o material 304L sob a taxa de deformação alvo de 700 s^{-1}	238
Figura 4–17 - Comportamento dinâmico para o material 201LN sob a taxa de deformação alvo de 1000 s^{-1}	238
Figura 4–18 - Comportamento dinâmico para o material 304L sob a taxa de deformação alvo de 1000 s^{-1}	239
Figura 4–19 - Comparação dos materiais 304L e 201LN sob carregamento dinâmico com taxa de deformação alvo de 500 s^{-1}	244
Figura 4–20 – Resultados das forças incidente e de transmissão sobre as faces incidente e oposta ao impacto em relação ao tempo de início da propagação ao término da propagação da frente de onda para o material 201LN sob a taxa de deformação de 542 s^{-1}	244
Figura 4–21 – Variação da taxa de deformação com relação a deformação na amostra do material 201LN sob a taxa de deformação de 542 s^{-1}	245
Figura 4–22 - Resultados das forças incidente e de transmissão sobre as faces incidente e oposta ao impacto em relação ao tempo de início da propagação ao término da propagação da frente de onda para o material 304L sob a taxa de deformação de 499 s^{-1}	245
Figura 4–23 - Variação da taxa de deformação com relação a deformação na amostra do material 304L sob a taxa de deformação de 499 s^{-1}	246
Figura 4–24 - Comparação dos materiais 304L e 201LN sob carregamento dinâmico com taxa de deformação alvo de 700 s^{-1}	246
Figura 4–25 - Resultados das forças incidente e de transmissão sobre as faces incidente e oposta ao impacto em relação ao tempo de início da	

propagação ao término da propagação da frente de onda para o material 201LN sob a taxa de deformação de 677 s^{-1}	247
Figura 4–26 - Variação da taxa de deformação com relação a deformação na amostra do material 201LN sob a taxa de deformação de 677 s^{-1}	247
Figura 4–27 - Resultados das forças incidente e de transmissão sobre as faces incidente e oposta ao impacto em relação ao tempo de início da propagação ao término da propagação da frente de onda para o material 304L sob a taxa de deformação de 646 s^{-1}	248
Figura 4–28 - Variação da taxa de deformação com relação a deformação na amostra do material 304L sob a taxa de deformação de 646 s^{-1}	249
Figura 4–29 - Comparação dos materiais 304L e 201LN sob carregamento dinâmico com taxa de deformação alvo de 1000 s^{-1}	249
Figura 4–30 - Resultados das forças incidente e de transmissão sobre as faces incidente e oposta ao impacto em relação ao tempo de início da propagação ao término da propagação da frente de onda para o material 201LN sob a taxa de deformação de 1087 s^{-1}	250
Figura 4–31 - Variação da taxa de deformação com relação a deformação na amostra do material 201LN sob a taxa de deformação de 1087 s^{-1}	250
Figura 4–32 - Resultados das forças incidente e de transmissão sobre as faces incidente e oposta ao impacto em relação ao tempo de início da propagação ao término da propagação da frente de onda para o material 304L sob a taxa de deformação de 1073 s^{-1}	251
Figura 4–33- Variação da taxa de deformação com relação a deformação na amostra do material 304L sob a taxa de deformação de 1073 s^{-1}	251
Figura 4–34 – Difrátogramas obtidos após ensaios dinâmicos para a superfície de impacto e oposta ao impacto para três amostras em três faixas de taxa de deformação alvo (500 s^{-1} , 700 s^{-1} e 1000 s^{-1}) para o AIA 201LN.....	254
Figura 4–35 - Difrátogramas obtidos após ensaios dinâmicos para a superfície de impacto e oposta ao impacto para três amostras em três faixas de taxa de deformação alvo (500 s^{-1} , 700 s^{-1} e 1000 s^{-1}) para o AIA 304L.....	256

Figura 4–36 – Material 201LN ensaiado dinamicamente na taxa de 1087 s^{-1} em relação a face de impacto.	265
Figura 4–37 - Material 201LN ensaiado dinamicamente na taxa de 1087 s^{-1} em relação a mediana da espessura do corpo de prova.....	266
Figura 4–38 - Material 201LN ensaiado dinamicamente na taxa de 1087 s^{-1} em relação a face oposta ao impacto.....	267
Figura 4–39 – Material 304L ensaiado dinamicamente na taxa de 1073 s^{-1} em relação a face de impacto.	268
Figura 4–40 - Material 304L ensaiado dinamicamente na taxa de 1073 s^{-1} em relação em relação a mediana da espessura do corpo de prova	269
Figura 4–41- Material 304L ensaiado dinamicamente na taxa de 1073 s^{-1} em relação a face oposta ao impacto.....	270
Figura 4–42 – Imagens de EBSD para o material 201LN impactado a 542 s^{-1} . (A) Mapa de orientação; (B) Mapa de misorientação; (C) Mapa de fases; (D) Mapa de qualidade; (E) Figura de polo inversa.	274
Figura 4–43 - Imagens de EBSD para o material 201LN impactado a 677 s^{-1} . (A) Mapa de orientação; (B) Mapa de misorientação; (C) Mapa de fases; (D) Mapa de qualidade; (E) Figura de polo inversa.	275
Figura 4–44 - Imagens de EBSD para o material 201LN impactado a 1087 s^{-1} . (A) Mapa de orientação; (B) Mapa de misorientação; (C) Mapa de fases; (D) Mapa de qualidade; (E) Figura de polo inversa.	276
Figura 4–45 - Imagens de EBSD para o material 304L impactado a 499 s^{-1} . (A) Mapa de orientação; (B) Mapa de misorientação; (C) Mapa de fases; (D) Mapa de qualidade; (E) Figura de polo inversa.....	280
Figura 4–46 - Imagens de EBSD para o material 304L impactado a 646 s^{-1} . (A) Mapa de orientação; (B) Mapa de misorientação; (C) Mapa de fases; (D) Mapa de qualidade; (E) Figura de polo inversa	281
Figura 4–47 - Imagens de EBSD para o material 304L impactado a 1073 s^{-1} . (A) Mapa de orientação; (B) Mapa de misorientação; (C) Mapa de fases; (D) Mapa de qualidade; (E) Figura de polo inversa	282
Figura 4–48 - Medidas de dureza convencional utilizando o indentador Berkovitch de base triangular com relação ao material (201LN) como	

recebido (CR) e demais corpos de prova impactados com suas respectivas taxas de deformação obtidas.	284
Figura 4–49 - Medidas de dureza dinâmica plástica utilizando o indentador Berkovitch de base triangular com relação ao material (201LN) como recebido (CR) e demais corpos de prova impactados com suas respectivas taxas de deformação obtidas	284
Figura 4–50 - Medidas de dureza convencional utilizando o indentador Berkovitch de base triangular com relação ao material (304L) como recebido (CR) e demais corpos de prova impactados com suas respectivas taxas de deformação obtidas.	287
Figura 4–51- Medidas de dureza dinâmica plástica utilizando o indentador Berkovitch de base triangular com relação ao material (304L) como recebido (CR) e demais corpos de prova impactados com suas respectivas taxas de deformação obtidas.	287

LISTA DE TABELAS

Tabela-1-2 – Valores de espessura e das propriedades mecânicas dos materiais obtidas através do ensaio uniaxial de tração. (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).	44
Tabela-1-3- Valores de resiliência e tenacidade a partir do ensaio uniaxial de tração (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).....	45
Tabela-1-4 –Energia absorvida durante o ensaio de flexão dos para-choques estampados traseiros (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).	48
Tabela 1-1 – Propriedades mecânicas obtidas sob condicionamento trativo de alguns AIAs convencionais recozidos segundo ASTM A666-15.	61
Tabela 2-1 - Composição química (% em massa) dos AIAs da série AISI 300 (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994).	67
Tabela 2-2 – Temperatura de transformação martensítica para alguns AIAs da série 300 (LICHTENFELD <i>et al</i> , 2006).	95
Tabela 2-3 - Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos 201 (HAMADA, <i>et al.</i> , 2015), 201L (HAMADA, <i>et al.</i> , 2013), 304 (DISCHINO & KENNY, 2002) e 304L (KUMAR & SHARMA, 2014).	95
Tabela 2-4 - Temperatura de transformação martensítica para os aços apresentados na Tabela 2-3.....	96
Tabela 2-5 – Valores de EFE para aços inoxidáveis austeníticos de graus 201, 201L (HAMADA, <i>et al.</i> , 2013), 304 (DIETER,1988) e 304L (PADILHA, 1997).....	106
Tabela 2-6 – Planejamento experimental dos ensaios de tração com variação da taxa de deformação temperatura para o aço AISI 304L (YOO <i>et al.</i> , 2011)	128
Tabela 2-7 – Propriedades mecânicas após o ensaio de tração (YOO, <i>et al.</i> , 2011).	130
Tabela -2-8 –Técnicas experimentais em varias taxas de deformação em ensaios de compressão (ASM METALS HANDBOOK, 2000),	142
Tabela 3-1 - Composição química (% em massa) dos AIA 304L e 201LN em estudo fornecidos pela APERAM <i>South America</i>	164

Tabela 4-1 – Análise química	204
Tabela 4-2-Valores das temperaturas de transformação martensítica calculados em função da composição química do aço 201LN e 304L em estudo.....	206
Tabela 4-3 - Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos 201 (HAMADA, et al., 2015), 201L (HAMADA, et al., 2013), 304 (DISCHINO & KENNY, 2002) e 304L (KUMAR & SHARMA, 2014).	207
Tabela 4-4 - Temperatura de transformação martensítica para a composição química dos aços apresentados na Tabela 4-3.....	207
Tabela 4-5 – Valores de níquel equivalente para os aços AISI 201LN e AISI 304L	209
Tabela 4-6 - Valores de temperatura de início da transformação martensítica medidos em Kelvin	210
Tabela 4-7 – Valores da EDE calculados em função da composição química dos aços AISI 201 LN e AISI 304 L	211
Tabela 4-8 – Percentagem de martensita α' M(%) avaliada por ferritoscopia	220
Tabela 4-9 - Valores médios de macrodureza Rockwell para os materiais em estudo.....	228
Tabela 4-10 — Valores médios de microdureza Vickers para os materiais em estudo.....	228
Tabela 4-11- Medidas de velocidade de onda obtidas através de ultra som.....	229
Tabela 4-12 – Valores das propriedades elásticas dos materiais AISI 304L e AISI 201LN	229
Tabela 4-13 – Valores de impedância acústica obtidos pelo produto da velocidade de onda longitudinal e densidade.....	230
Tabela 4-14 - Resultados dos ensaios de tração	232
Tabela 4-15 – Resultados com as médias das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial.....	233
Tabela 4-16 – Resultados dos ensaios de compressão	235
Tabela 4-17 - Resultados com as médias das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de compressão	235
Tabela 4-18 – Tenacidade em função da taxa de deformação alvo 500 s^{-1} material 201LN	240

Tabela 4-19 - Tenacidade em função da taxa de deformação alvo 500 s^{-1} material 304L.....	241
Tabela 4-20 - Tenacidade em função da taxa de deformação alvo de 700 s^{-1} material 201LN.....	241
Tabela 4-21 - Tenacidade em função da taxa de deformação alvo 700 s^{-1} material 304L.....	242
Tabela 4-22 - Tenacidade em função da taxa de deformação alvo de 1000 s^{-1} material 201LN.....	242
Tabela 4-23 - Tenacidade em função da taxa de deformação alvo 1000 s^{-1} material 304L.....	242
Tabela 4-24 – Medidas de fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 201LN sob ensaio estático de compressão.....	259
Tabela 4-25 - – Medidas de fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 304L sob ensaio estático de compressão.....	259
Tabela 4-26 – Medidas da fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 201LN na taxa de deformação alvo de 500 s^{-1}	260
Tabela 4-27 - Medidas da fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 201LN na taxa de deformação alvo de 700 s^{-1}	260
Tabela 4-28 - Medidas da fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 201LN na taxa de deformação alvo de 1000 s^{-1}	260
Tabela 4-29 - Medidas da fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 304L na taxa de deformação alvo de 500 s^{-1}	262
Tabela 4-30 - Medidas da fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 304L na taxa de deformação alvo de 700 s^{-1}	262

Tabela 4-31 - Medidas da fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 304L na taxa de deformação alvo de 1000 s^{-1}	262
Tabela 4-32 – Distribuição de Fases dos materiais 201LN e 304L após ensaios dinâmicos	278

LISTA DE SÍMBOLOS

cm	- Centímetro
cps	- Contagem por segundo
C_{it}	- Fluência da indentação
°C	- Graus Celsius
ΔG	- Diferença de energia
DH	- Dureza Dinâmica
DHT115	- Dureza Dinâmica com indentador triangular Berkovich 115
DL	- Direção de Laminação
E	- Módulo de Elasticidade
G	- Módulo de Cisalhamento
gf	- Gramas-força
F	- Força
$F_{m\acute{a}x}$	- Força máxima
GPa	- Giga Pascal
h	- Altura
h_c	- Profundidade de contato
H_{it}	- Dureza de indentação
$h_{m\acute{a}x}$	- Profundidade máxima
h_r	- Curva de descarregamento
HRC	- Dureza Rockwell C

HV	- Dureza Vickers
J	- Joule
kgf	- Quilogramas-força
K	- Grau Kelvin
KN	- Quilo-Newton
L	- <i>Low</i>
Lf	- Comprimento total
m ²	- Metro quadrado
m/s	- Metro por segundo
M _d	Temperatura de início da transformação martensítica induzida por deformação
M _{d30}	Temperatura na qual 50% de martensita é produzida após 30% de deformação verdadeira
M _r	- Máxima temperatura de transformação martensítica
M _i	- Temperatura de início da transformação martensítica
min	- Minuto
mJ	- Mili-joule
mm	- Milímetro
MPa	- Mega Pascal
η_{it}	- Razão elástica da indentação
nm	- Nanômetro
P	- Carga aplicada em kgf
s	- Segundo
s ⁻¹	- Taxa de deformação
γ	- Austenita, de estrutura CFC

- α' - Martensita, de estrutura CCC
- ε - Martensita, de estrutura HCP
- ν - Coeficiente de Poisson

LISTA DE SIGLAS

A	- Ponto situado em M_i
AB	- Reta associada à transformação martensítica assistida por tensão
ABC	- Linha de pontos associado ao fenômeno TRIP
a_0	- Parâmetro de rede
AIs	- Aço Inoxidável Austenítico
AIs	- Aços Inoxidáveis
AISI	- <i>American Iron and Steel Institute</i>
AOD	- <i>Argon oxygen decarburization</i>
ASM	- <i>American Society for Metals</i>
ASME	- <i>American Society of Mechanical Engineering</i>
ASTM	- <i>American Society for Testing and Materials</i>
b_1	- Vetor de burgers
b_2	- Vetor de burgers
b_3	- Vetor de burgers
B	- Ponto situado no início do patamar de escoamento da fase austenítica
BC	- Curva associada à transformação martensítica nucleada por deformação
BSED	- Detector de elétrons retroespalhados
CCC	- Estrutura Cúbico de Corpo Centrado
CFC	- Cúbico de Face Centrada
CP	- Corpo de prova

CR	- Como recebido
CENPES	- Centro de Pesquisas e Desenvolvimento Leopoldo Américo Miguez de Mello
CTEx	- Centro Tecnológico do Exército
ΔG	- Contribuição térmica de energia
ΔH	- Variação de entalpia
$\Delta G^{Y \rightarrow \alpha}$	- Variação de energia livre associada a transformação de fase
$\Delta G_{Mi}^{A \rightarrow M}$	- Força motriz crítica para transformação martensítica
$\Delta G_{T1}^{A \rightarrow M}$	- Força motriz química
$\Delta G_Q^{A \rightarrow M}$	- Variação da energia livre química por unidade de volume
$\Delta G_{NQ}^{A \rightarrow M}$	- Variação da energia livre não química
EBSD	- <i>Electron Back Scatter Diffraction</i>
EDE	- Energia de Defeito de Empilhamento
F.I	- Face de Impacto
FN	- <i>Ferrite Number</i>
F.O	- Face Oposta ao Impacto
GNL	- Gás natural liquefeito
HCP	- Estrutura Hexagonal Compacta
IME	- Instituto Militar de Engenharia
KW	- Quilowatt
LAMEF	- Laboratório de Metalurgia Física pertencente à Universidade Federal do Rio Grande do Sul
LN	- <i>Low Nitrogen</i>
LE	- Limite de escoamento
LRT	- Limite de resistência à tração

MARC	- <i>Measure to Alloying for Resistance to Corrosion</i>
MEV	- Microscopia Eletrônica de Varredura
MET	- Microscopia Eletrônica de Transmissão
MO	- Mapa de Orientação
PESR	- <i>Pressure Electro Slag Remelting</i>
PREN	- <i>Pitting Equivalent Number System</i>
TA	- Temperatura ambiente
TG	- Tamanho de grão
TRIP	- <i>Transformation Induced Plasticity</i>
TWIP	- <i>Twinning induced plasticity</i>
UFF	- Universidade Federal Fluminense
UFRJ	- Universidade Federal do Rio de Janeiro
UFRGS	- Universidade Federal do Rio Grande do Sul
UNS	- <i>Unified Numbering System</i>
VOD	- <i>Vacuum Oxygen Decarburizing</i>

RESUMO

O efeito da deformação sob altas taxas de deformação nas propriedades das ligas de aço inoxidável 304L e ASTM 201LN foi estudado usando a barra de pressão Hopkinson bi partida na faixa de taxa de deformação de $5 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$, $7 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ and 1000 s^{-1} . A confiabilidade das curvas tensão deformação de engenharia foi confirmada através da relação do balanço das forças entre a superfície incidente e oposta ao impacto com o uso da barra Hopkinson e também devido à taxa de deformação constante obtida durante o experimento. Os resultados indicam uma maior taxa de aumento da tensão para o aço inoxidável 201LN quando comparado ao 304L com o aumento da taxa de deformação. Ambos os materiais apresentam uma sensibilidade positiva à taxa de deformação. O reflexo na dureza é bem corroborado com o aumento da tensão para os aços inoxidáveis 201LN e 304L com o aumento da taxa de deformação, principalmente quando a dureza dinâmica plástica é usada em comparação ao método de dureza convencional. A transformação induzida por plasticidade foi avaliada qualitativamente por difração de raios X na face incidente e oposta ao impacto, onde se observou um desbalanço entre as faces, principalmente com respeito à martensita na mais alta taxa de deformação. Para ambos os materiais a plasticidade induzindo transformação (*TRIP*) resultou na formação da martensita ε e α' , onde a fração volumétrica das mesmas aumenta com o aumento da taxa de deformação como pode ser verificado pelas técnicas de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e ferritoscopia. O aço inoxidável 304L se mostrou mais instável metalurgicamente com relação ao efeito da plasticidade induzindo transformação como pode ser observado por meio da maior quantidade de martensita formada através dos ensaios estáticos e dinâmicos quando comparado ao aço inoxidável 201LN. No regime de altas taxas de deformação a fração volumétrica de martensita aumenta com o aumento da taxa de deformação para o material 304L ao passo que o material 201LN não apresentou mudança na resposta ao efeito da plasticidade induzindo transformação em todo o regime de altas taxas de deformação. Valores de tenacidade foram obtidos através das curvas tensão deformação dinâmicas e os resultados mostram que o material 201LN exhibe

um substancial aumento na resistência e absorção de energia em altas taxas de deformação em comparação ao aço inoxidável 304L.

Palavras chaves: Martensita, Aço Inoxidável, Fenômeno *TRIP*, Altas Taxas de Deformação, Absorção de Energia.

ABSTRACT

Effect of high strain rate deformation on the properties of 304L and ASTM 201LN stainless steels alloys has been studied using Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB) in the strain rate regime of $5 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$, $7 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ and 1000 s^{-1} . The reliability of the engineering stress - strain curves was confirmed of the relationship of the balance of forces between the incident face and opposite to the impact on Hopkinson pressure bar and also due to the constant deformation rate obtained during the experiment. The results indicate towards a higher rate of increase in flow stress for 201LN stainless steel as compared to 304L with increasing the strain rates. Both materials have a positive sensitivity to strain rate. The reflection of hardness is corroborated well with increase in flow stress for 201LN and 304L stainless steel with increasing the strain rate, mainly when plastic dynamic hardness (DHT115-2) is used when compared to conventional hardness method (HT115), measured from the ultramicrohardness instrumented test. The transformation induced plasticity (TRIP) effect was evaluated qualitatively by X-ray diffraction on the incident face and opposite to the impact, which resulted in an unbalance in relation to the faces mainly with respect to martensite in the highest deformation rate achieved. For both materials, the transformation induced by plasticity resulted in the formation of the martensite ϵ and α' , both of which increase in volumetric fraction with the increase in the strain rates, where it can be verified through Electron Backscattered Diffraction (EBSD) and ferritoscope techniques. The 304L stainless steel proved to be more unstable metallurgically in relation to the transformation induced plasticity as can be seen through the greater amount of martensite formed both in the quasi-static and dynamic test regime when compared to 201LN stainless steel. In high strain rate regime the volume fraction of martensite increases with increasing the strain rate to the 304L whereas 201LN remains mostly nonresponsive in the strain induced phase transformation process in the entire strain rate regime. Toughness values were calculated from dynamic stress-strain curves the results show a favourable response for the 201LN stainless

steel which exhibits a substantial increase in strength and energy absorption at high rates in comparison to 304L stainless steel.

Keywords: Martensite, Stainless Steel, TRIP Phenomenon, High Strain Rate, Energy Absorption.

1. INTRODUÇÃO

1.1 Considerações gerais

A descoberta dos aços inoxidáveis ocorreu quase que simultaneamente nos Estados Unidos da América, Inglaterra e Alemanha, principalmente pelo depósito de patentes. O inglês Harry Brearley é reconhecido como um dos pesquisadores que iniciaram a era dos inoxidáveis fabricando e estudando um aço inoxidável com composição de 12,8% Cr e menos que 0,7% C em 1913. Em 1915 e 1916 este mesmo pesquisador obteve patentes no Canadá, Estados Unidos e alguns países da Europa para ligas inoxidáveis martensíticas com composição que variavam de 9 a 16% Cr e valores menores que 0,7 %C (STAINLESS STEELS, 2012). Na Alemanha, Breno Strauss e Edward Maurer, durante o período de 1909 a 1914, trouxeram os aços inoxidáveis austeníticos a proeminência industrial (PADILHA, GUEDES, 2004). Estes pesquisadores trabalharam em uma gama de composições dos aços inoxidáveis que variavam de 15 a 40% Cr a valores menores que 20% Ni com o elemento carbono menor que 1 %. Nos Estados Unidos o pesquisador Dantsizen percebeu que ligas similares àquelas estudadas por Brearley eram ligas inoxidáveis somente se o elemento carbono fosse mantido em níveis baixos. Em 1926, Monypenny publicou de forma inovadora um livro intitulado '*Stainless Iron and Steel*'.

Bain e colaboradores foram reconhecidos por suas contribuições no desenvolvimento de diagramas constitucionais das ligas ferro-cromo-carbono. Bain também realizou trabalhos importantíssimos no entendimento da lupa austenítica (*gamma-loop*) e sua relação com a variação de composição química e temperatura para a estabilidade da fase austenítica até temperaturas próximas a ambiente (STAINLESS STEELS, 2012).

Os elementos de liga têm efeitos específicos nas propriedades dos aços inoxidáveis de uma forma geral e os efeitos combinados de todos os elementos de liga determinam as propriedades de um determinado tipo (*grade*) de aço inoxidável. A microestrutura de um aço inoxidável é fortemente influenciada pela sua composição química, sendo possível obter três tipos de microconstituintes principais: Microestrutura martensítica, ferrítica e austenítica. Cada classe de aços inoxidáveis possui propriedades físicas e mecânicas

únicas em função da presença de determinado(s) microconstituente(s) na matriz metálica e/ou ocorrência de precipitação que favorece o endurecimento, definindo assim as classificações destes aços como: ferríticos, martensíticos, austeníticos, dúplex (ferrítico-austeníticos) e endurecíveis por precipitação com distintas matrizes metálicas (austeníticos, semiausteníticos e martensíticos).

Os materiais objetos de estudo da presente tese de doutorado enquadram-se na classe de aços inoxidáveis austeníticos. Estes aços constituem a maior família dos aços inoxidáveis em número de ligas e também em uso. As ligas dos aços inoxidáveis austeníticos apresentam a estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) e não possuem características ferromagnéticas. Estas ligas são soldáveis, possuem capacidade de conformação, ótimas características de ductilidade e tenacidade mesmo em temperaturas criogênicas. Estes materiais podem ser utilizados tanto em temperaturas extremamente baixas como alguns deles também em temperaturas extremamente altas, como aquelas encontradas em fornos e motores a jato.

Os aços inoxidáveis desta classe possuem muitas vantagens sob o ponto de vista metalúrgico. Estes materiais podem ser fabricados de forma que fiquem extremamente macios (resistência ao escoamento com valores que se situam por volta de 200 MPa) utilizando as mesmas ferramentas que conformam os aços ao carbono, e também atingir valores de resistência mecânica tão altos em grandeza que ultrapassem 2000 MPa de resistência ao escoamento quando trabalhados à frio (STAINLESS STEELS FOR DESIGN ENGINEERS, 2008).

Os aços inoxidáveis austeníticos endurecem rapidamente quando trabalhados mecanicamente. Nesta classe de materiais, adicionalmente aos defeitos cristalinos originados devido ao processo de encruamento, como os defeitos puntiformes, os defeitos de falha de empilhamento e a multiplicação de discordâncias, ocorre também o fenômeno associado à transformação martensítica. Portanto, quando trabalhados a frio alcançam altos valores de resistência mecânica e em alguns casos podem também melhorar a ductilidade, tal fenômeno é conhecido como efeito *TRIP* (*Transformation induced plasticity*). Este efeito, importante salientar, ocorre em materiais cuja

estrutura é metaestável sob condições de carregamento mecânico, especialmente encontrada em matrizes austeníticas (ROCHA *et al.*, 2009).

Um dos paradigmas básicos da ciência dos materiais é que o aumento da resistência mecânica conduz a uma perda de ductilidade e um aumento na ductilidade pode ser conseguido com o sacrifício da resistência. Os clássicos aços de construção mecânica temperados e revenidos seguem este paradigma, através do ganho de resistência mecânica obtido por tratamento térmico existe conseqüentemente uma perda na ductilidade e do alongamento final quando estes materiais são submetidos a tensões que os levam a fratura.

O conceito da plasticidade induzida por transformação vem modificar este paradigma onde o aumento de resistência de uma liga pode resultar em um também aumento da ductilidade e tenacidade. Quando uma tensão em uma região particular de uma amostra atinge um valor suficientemente alto, tal como o início do pescoço no ensaio de tração uniaxial, a austenita em um aço austenítico metaestável transformará de fase para martensita, aumentando a taxa de endurecimento local e atrasando a formação do pescoço. Este processo conduz a uma melhora significativa no alongamento, proporcionando uma melhora na capacidade de conformação, na ductilidade e tenacidade, sem sacrificar a resistência mecânica (IAWAMOTO, *et al.*, 1998). Desta forma, um comportamento mecânico único resulta do efeito *TRIP*, um alongamento uniforme alto em conjunto com tenacidade à fratura em níveis altos de resistência mecânica. Este efeito conduz a uma alta taxa de endurecimento por trabalho mecânico devido à martensita. Esta transformação induzida mecanicamente é favorecida pela zona plástica que se observa na frente de trincas com seu respectivo estado de tensão (COHEN & WAYMAN, 1981).

Dentro deste contexto de endurecimento associado ao efeito *TRIP*, a presente tese explora dois aços inoxidáveis austeníticos em particular, o 304L e o ASTM 201LN, fornecidos pela empresa Aperam *South America* na forma de chapas na condição laminada a quente com espessuras de 6,4 mm e 5,0 mm, respectivamente.

Muitas aplicações dos aços inoxidáveis austeníticos envolvem solicitações dinâmicas onde altas taxas de deformação são aplicadas. Algumas destas aplicações envolvem a construção de barreiras contra explosões que são

estruturas integrais típicas usadas na indústria de petróleo *offshore*. Normalmente são módulos que tem como função proteger pessoas e equipamentos críticos no topo de plataformas de modo a prevenir a intensificação de eventos que podem vir a ocorrer devido à explosão ou combustão repentina de hidrocarbonetos. O uso dos AIAs como material nestas barreiras tem por meio a seleção de materiais em engenharia de forma a reunir resistência à corrosão, grande capacidade de absorção de energia em conjunto com ductilidade sob carregamento dinâmico. (MANUAL FOR STRUCTURAL STAINLESS STEEL, 2003); (LOUCA, BOH, 2004).

O aço 201LN também identificado pela UNS (*Unified Numbering System*) como S 20103 é considerado um material relativamente novo entre os demais materiais da classe dos aços inoxidáveis austeníticos ligados ao nitrogênio que tem ótimas propriedades mecânicas como alta resistência mecânica e ductilidade, ótima tenacidade em baixas temperaturas, boa capacidade de endurecimento por trabalho mecânico, resistência à corrosão em meios moderadamente agressivos com uma baixa tendência a sensitização. A combinação do manganês com o nitrogênio neste material tem um efeito benéfico em aumentar tanto a resistência mecânica como a tenacidade (KEMP, BENNEKON, ROBINSON, 1995). Todas essas características são de grande importância para sistemas e componentes para as indústrias nuclear e automobilística, para aplicações balísticas e muitas aplicações em temperatura ambiente e em temperaturas criogênicas. (SAEDIPOUR *et al.*, 2012; FRÉCHARD *et al.*, 2007).

Em muitos componentes estruturais relacionados à carroceria de automóveis os aços inoxidáveis austeníticos oferecem um grande potencial para a redução de peso devido a sua combinação de alta resistência e alta ductilidade quando comparado aos aços convencionais de baixo carbono (*mild steel*) e também em relação aos aços de baixa liga e de alta resistência (*HSLA*). Por exemplo, a resistência à tração de alguns aços inoxidáveis austeníticos excedem os 800 MPa, valores estes mais altos que alguns tradicionais aços de baixa liga e alta resistência (*HSLA*) e mesmo em relação a alguns da primeira geração de aços avançados de alta resistência, como os *Dual Phase DP 590* e *DP 780*. Além do mais, os aços inoxidáveis apresentam

uma excelente capacidade de endurecimento sob trabalho mecânico e alta ductilidade que permitem uma significativa absorção de energia antes da falha quando comparados a muitos aços ao carbono. As propriedades únicas destes aços podem ser primeiramente atribuídas às transformações da austenita em martensita durante a deformação (LICHTENFELD *et al.*, 2006). A estabilidade da austenita determina a taxa de formação e a quantidade de martensita formada durante uma conformação mecânica, como a estampagem, ou também durante um evento de colisão automotivo. A estabilidade da austenita depende principalmente da composição do aço, da taxa de deformação e temperatura assim como da deformação plástica, do estado de tensões durante a deformação, do tamanho de grão e de sua morfologia (LICHTENFELD *et al.*, 2006). Muito bem documentado na literatura científica, verificado em muitos estudos com relação à série 300 dos aços inoxidáveis, que o aumento da temperatura gerado pelo trabalho mecânico, através da deformação, acaba por reduzir a taxa de transformação de fase favorecendo a estabilidade da austenita durante a deformação. O grau de estabilização é fator fortemente dependente da composição química do material (TALONEN *et al.*, 2005). O aspecto mais importante na seleção de materiais para aplicação automotiva é relacionado à taxa de deformação. Materiais que compõem a parte estrutural de veículos estão sujeitos às taxa de deformação médias, como na estampagem rápida (10^0 s^{-1}) e também sujeitos às taxas de deformação altas ($5 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ e 10^3 s^{-1}), como nos impactos automobilísticos (WANG *et al.*, 2013). A energia absorvida é fator crítico para estes tipos de aplicação, a qual é fortemente dependente da taxa de deformação. As mudanças na cinética das transformações de fases em altas taxas de deformação podem ser relacionadas com a temperatura. Altas taxas de deformação são consideradas ocorrer sob condições adiabáticas, o oposto das condições isotérmicas que ocorrem nos ensaios em regime quase estático de deformação. Componentes estruturais automotivos cuja finalidade seja a segurança em colisões devem ter como requisitos principais a absorção de energia. A capacidade de um dado componente em absorver energia em uma colisão depende de uma combinação da geometria, propriedades do material e das condições de carregamento. A melhora do desempenho nas colisões pode ser obtida pela

seleção e uso de materiais com maior resistência ao escoamento em conjunto com um maior alongamento até a fratura. Esta demanda tem conduzido a um aumento no interesse no uso de aços inoxidáveis de alta resistência devido ao seu alto alongamento e boas propriedades de conformação, como é o caso do AISI 201LN. Aplicações típicas dos aços inoxidáveis como material na indústria automobilística se encontram em elementos estruturais da carroceria, como os elementos transversais (*Cross Members*) cuja função é a de sustentar o motor de combustão interna e o sistema de transmissão. Para a suspensão operar de forma eficiente mantendo o controle do veículo de forma estável, essa estrutura deve ser suficientemente resistente para suportar os carregamentos impostos mantendo os painéis metálicos da estrutura do veículo alinhados. Outra aplicação frequente destes materiais no segmento automotivo é em para-choques estruturais, tendo a função de permanecer intacto em colisões em baixa velocidade além de suficientemente resistente e com capacidade de absorver energia para dissipar a energia cinética em colisões em alta velocidade. O para-choque é composto de diversas partes, como a externa feita de material polimérico, a parte seguinte uma espuma capaz de absorver energia em velocidades reduzidas, seguindo com a coluna estrutural onde o aços estudados neste trabalho podem ser aplicados visando o aperfeiçoamento do sistema de segurança dos automóveis, refletindo em maior segurança para os condutores e passageiros. A parte final do sistema para-choque é aquela que faz a junção entre a coluna e a estrutura da carroceria. Outra aplicação onde estes materiais podem ser utilizados são as colunas laterais próximas às rodas dos automóveis.

Os aços inoxidáveis austeníticos como materiais de engenharia vêm disponibilizando aos engenheiros automotivos aplicações cada vez mais interessantes com requisitos significativos de durabilidade, segurança e redução de peso. Fenômenos dinâmicos devido a colisões se tornaram de grande interesse para grandes montadoras ao redor do globo devido a requisitos severos de segurança. Os aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis tornam-se materiais estruturais ideais no requisito de componentes absorvedores de energia principalmente quando comparado aos aços ligas tratados termicamente ou as ligas de titânio ou de alumínio. A

capacidade de um material em absorver energia durante um carregamento axial é igual ao trabalho absorvido pela amostra ou corpo de prova ensaiado até a fratura. Propriedade reconhecida como tenacidade do material, sendo a energia absorvida tanto no regime elástico, chamada de resiliência, como também a energia absorvida no regime plástico. Se as estruturas que compõe o sistema de componentes responsáveis por garantir a segurança de veículos automotores quando em colisão tiverem a função de transmitir a energia de impacto para outros componentes responsáveis por absorver grande parte da energia cinética envolvida, uma alta resiliência é uma característica ou propriedade realmente desejada pelos engenheiros. Os aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis possuem tanto ótimas características para tenacidade quanto para resiliência. O exemplo típico advém do aço AISI 301 que apresenta resistência ao escoamento de 300 MPa na condição recozida como também a resistência ao escoamento de 2000 MPa quando trabalhado mecanicamente a frio. Os aços inoxidáveis austeníticos ainda apresentam outra característica muito importante como materiais de engenharia a sua capacidade de ser conformado e ser utilizado em componentes com geometrias complexas que muitas vezes necessitam de estampagem profunda. Grandes indústrias automobilísticas têm custos fixos e investimentos altos em suas fábricas referentes aos sistemas de pintura, revestimento e acabamento, sistema esse utilizado para proteger toda estrutura e carroceria dos veículos contra a corrosão. Decisões de engenharia são principalmente tomadas analisando-se considerações econômicas de mercado e a previsão de vida útil de componentes e do produto de uma forma geral. A experiência dos fabricantes de ônibus italianos reflete o uso de inoxidáveis no mercado atual, onde na década de 1980 utilizavam-se apenas alguns componentes em inoxidáveis como o AISI 304, para nos dias atuais passar para a utilização de 80% de inoxidáveis na estrutura (STAINLESS STEELS FOR DESIGN ENGINEERS, 2008). Outros fabricantes europeus como a Espanha e também os Estados Unidos da América estão direcionando a fabricação para um uso quase total de inoxidáveis na fabricação dos seus ônibus. Fabricantes indianos também apontam para o uso de inoxidáveis, principalmente para a estrutura do chassi (WORLDSTAINLESS LIBRARY, 2017). O custo do ciclo de vida é

significativamente reduzido pela facilidade de manutenção e resistência a corrosão, sendo este último, fator muito importante para operadores que se localizam em lugares úmidos ou áreas onde é comum o uso de sal em rodovias e ruas para evitar o congelamento da água nas pistas. Em situações de colisão a não existência de pontos de corrosão na carroceria significa fator de segurança pela ausência de pontos de menor resistência com a perda de espessura. Outra grande aplicação no setor automotivo é no uso dos chamados microcarros, presentes principalmente no mercado europeu. Esses veículos muitas vezes atingem velocidades máximas de 45 Km/h, seus motores possuem potência de 4 kW e sua massa total não ultrapassa 350 Kg. Procurando requisitos de segurança em caso de colisões aliado ao baixo peso desses veículos o material selecionado pelos engenheiros para a fabricação da estrutura principal desses automóveis foi o aço EN 1.4301 (AISI 304). A proposta desses microcarros é de usar este aço inoxidável em toda a estrutura (esqueleto) na forma de chapas, tubos e barras. Em outros modelos é usada uma nova tecnologia para a construção do chassi onde chapas de estrutura celular de aço inoxidável substitui os antigos modelos de construção tradicionais. O objetivo principal do uso desta nova configuração é a melhora nos requisitos de segurança principalmente na capacidade em se absorver energia em colisões, aumento da resistência mecânica em relação ao grau de deformação, em conjunto com uma melhora na rigidez em carregamentos sob torção e flexão. (STAINLESS STEELS – A NEW CONSTRUCTION MATERIAL, 2005). Resultados interessantes na seleção de materiais para o componente estrutural do (para-choque traseiro) do automóvel de marca comercial Volvo S80 são apresentados por meio de testes mecânicos no regime quase estático e sob impacto (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010). O projeto destes para-choques envolveram cinco tipos de materiais, no formato pré-conformação, de chapas metálicas, sendo estes: dois aços ao carbono *Dual Phase* (DP 750, DP 800), dois aços inoxidáveis austeníticos (AISI 301), um na sua forma beneficiada como recozido (SOFT 301) e o outro na sua forma final como laminado a frio (HR 301), e por final um aço ao carbono *TRIP* (*TRIP* 700). O aço *TRIP* e ambos os aços inoxidáveis possuem uma estrutura metaestável, enquanto os aços *Dual Phase*, (DP 750 e DP 800) uma estrutura de matriz

ferrítica com ilhas de martensita. O teste no regime quase estático compreendeu o ensaio uniaxial de tração, com velocidade de deslocamento de 0,1mm/s, em uma máquina de ensaios mecânicos com capacidade de carga até 50KN. As curvas tensão-deformação de engenharia para os materiais são mostradas na Figura - 1.1.

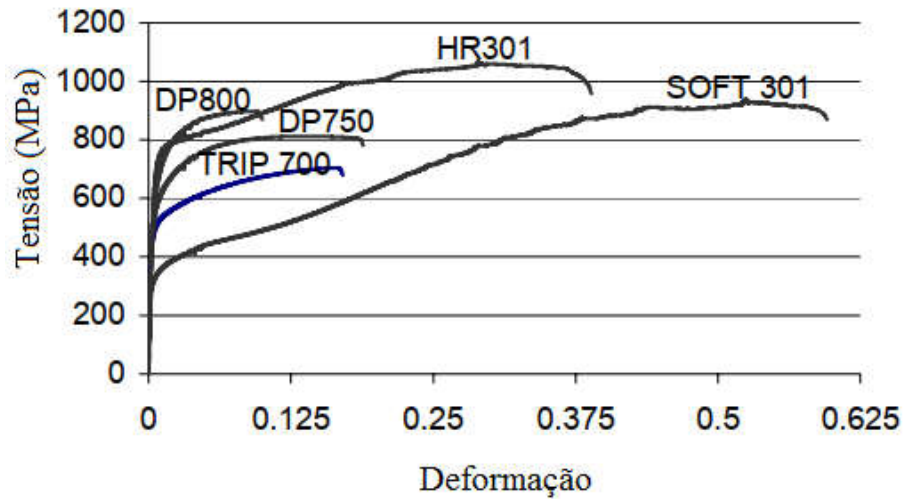


Figura - 1.1 Curvas tensão-deformação de engenharia (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).

Na Tabela 1.1 encontram-se os valores das propriedades mecânicas obtidas através do ensaio uniaxial de tração.

Tabela - 1.1 Valores de espessura e das propriedades mecânicas dos materiais obtidas através do ensaio uniaxial de tração. (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).

Tipo	Espessura (mm)	Tensão Escoamento (MPa)	Tensão Máxima (MPa)	Tensão Máxima Verdadeira (MPa)	Alongamento Uniforme (%)	Alongamento Máximo (%)
------	----------------	-------------------------	---------------------	--------------------------------	--------------------------	------------------------

Aços ao carbono

TRIP 700	1,58	473	703	818	16,4	17
DP 750	1,48	513	811	920	13,4	18,8
DP 800	1,44	573	896	976	8,9	9,9

Aços Inoxidáveis Austeníticos

SOF T 301	1,16	306	937	1429	52,5	59,3
HR 301	1,55	639	1068	1377	28,9	38,6

Os resultados da Tabela 1.1 demonstram a superioridade na resistência máxima à tração e no alongamento dos aços inoxidáveis. A capacidade dos materiais em absorver energia durante a deformação sob tração, no ensaio

uniaxial, é igual ao trabalho realizado sob o corpo de prova, deformando-o, até a sua ruptura. Esta propriedade mecânica é chamada de tenacidade sob tração. O cálculo da tenacidade é realizado através do cálculo da integral de área abaixo da curva do gráfico tensão-deformação do ensaio uniaxial de tração (DIETER, 1988). A habilidade ou capacidade de um material em absorver energia, quando deformado elasticamente, é chamada de resiliência. Esta é usualmente medida pelo módulo de resiliência que é definido como a energia elástica por unidade de volume quando da aplicação de uma carga ou carregamento até a tensão de escoamento do material (DIETER, 1988).

Os valores de resiliência e tenacidade sob ensaio de tração para os materiais estudados por ANDERSSON e colaboradores (2010) são mostrados na Tabela1.2.

Tabela1.2 - Valores de resiliência e tenacidade a partir do ensaio uniaxial de tração (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).

Tipo	Resiliência (J/m ³)	Tenacidade (J/m ³)
Aços ao carbono		
TRIP 700	0,996	105
DP 750	1,131	101
DP 800	1,32	74
Aços inoxidáveis		
SOFT 301	0,536	364
HR 301	1,726	269

Os resultados da Tabela1.2 mostram que os maiores valores de resiliência como tenacidade foram obtidos pelos aços inoxidáveis.

Os ensaios mecânicos dinâmicos foram realizados em um equipamento de teste construído especificadamente para o ensaio em flexão dos próprios para-choques conformados por estampagem. Uma barra semi-esférica foi usada para simular o impacto nos para-choques, exatamente na região central dos mesmos, usando uma máquina hidráulica com uma célula de carga acoplada para se obter a força do carregamento durante a realização dos ensaios. Os dados de força-deslocamento foram coletados por um microcomputador. A

velocidade de carregamento foi de 100 mm/s, velocidade esta mil vezes mais elevada do que no ensaio do regime quase estático de tração. É interessante se ressaltar que no processo de estampagem profunda o aço *Dual Phase 800* apresentou trincas extensas que levaram a fratura do componente na sua extremidade. Apesar da fratura constatada, o para-choque pode ser ensaiado sem demais complicações. O dispositivo construído para o ensaio de flexão utilizando uma máquina hidráulica é mostrado na Figura - 1.2, onde na mesma figura mostra-se o andamento do ensaio de impacto próximo ao término do teste.



Figura - 1.2 Dispositivo para ensaio de flexão (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).

Através das curvas de força-deslocamento obtidas foi possível calcular a energia absorvida por cada componente. As curvas de força-deslocamento são mostradas na Figura 1.3.

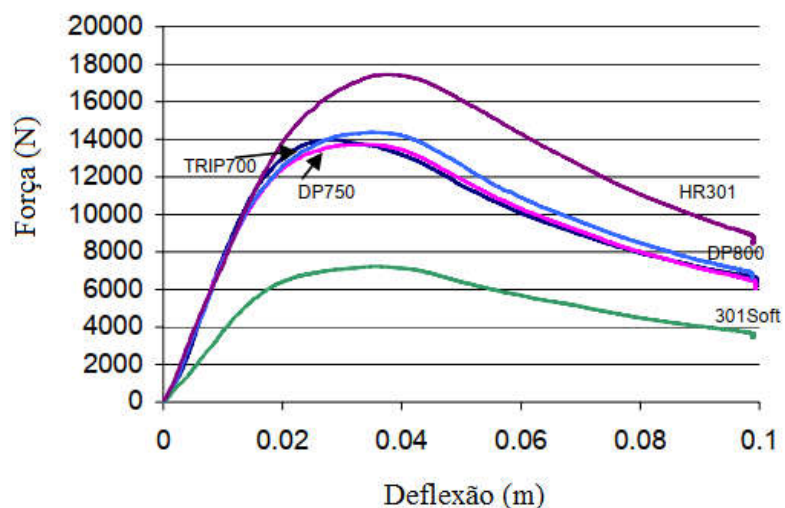


Figura 1.3 - Curvas força-deslocamento para o ensaio de impacto sob flexão para os cinco tipos de materiais estudados (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).

No caso de uma solicitação sob flexão de um componente tipo uma coluna, viga ou barra, a máxima força ou carregamento antes de o escoamento plástico ocorrer depende da geometria da seção transversal, espessura, do módulo de elasticidade e da tensão de escoamento. Para colunas estruturais em aço, com mesma geometria e espessura, um aumento na tensão de escoamento aumenta a sua capacidade em resiliência favorecendo a transmissão de energia (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010). Componentes com alta resiliência são também muito indicados em solicitações torsionais, pois possibilitam um maior ângulo de torção quando sofrem carregamento sem que ocorra deformação permanente. Segundo os autores pode-se observar na Figura 1.3 que o aço inoxidável de maior resistência (HR 301) foi o que apresentou a maior capacidade na absorção de energia. O ponto onde a curva alcança o seu máximo é conhecida como transição elasto-plástica, depois deste ápice na curva o componente ensaiado começa a se deformar de forma permanente. A quantidade de energia absorvida para os diferentes materiais é mostrada na Tabela - 1.3.

Tabela - 1.3 Energia absorvida durante o ensaio de flexão dos para-choques estampados traseiros (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).

Tipo	Energia absorvida durante a deflexão em carga máxima (J)	Energia absorvida durante a deflexão de 0-99mm (J)
Aços ao carbono		
TRIP 700	262	969
DP 750	333	967
DP 800	345	1005
Aços inoxidáveis		
SOFT 301	177	518
HR 301	426	1239

Os resultados do ensaio são elencados na Tabela - 1.3 confirmando que o aço inoxidável HR 301 apresenta os maiores valores de energia absorvida, demonstrando sua capacidade em ser utilizado como um componente estrutural de segurança em eventos dinâmicos, devido sua alta resistência ao escoamento e sua maior capacidade de endurecer devido ao trabalho mecânico imposto. Os menores valores mostrados pelo aço inoxidável *SOFT* 301 advém de seu baixo valor de resistência ao escoamento conjuntamente com uma menor espessura de chapa metálica que originou a conformação por estampagem. Os pesquisadores (ANDERSSON *et al.*, 2010), nas suas conclusões, observaram uma variação na energia absorvida entre os materiais ensaiados que é menor para o ensaio de flexão quando comparado ao ensaio uniaxial de tração. Comentam que a razão para os dados observados é oriunda da geometria do componente, pois a absorção de energia em um carregamento sob flexão é função das propriedades do material assim como da geometria. Se o objetivo de determinado componente projetado é transmitir a energia de impacto direcionando a mesma para determinado componente estrutural, uma alta rigidez é a propriedade mecânica a ser alcançada. O parâmetro mais importante para se atingir a rigidez necessária é o momento de inércia do componente. Para se elevar esta grandeza física podemos aumentar a

espessura do componente ou fabricar o componente com uma geometria mais complexa. Para se produzir geometrias mais complexas por meio de conformação mecânica são necessárias operações mais severas de conformação e nem todos os materiais suportam tal severidade quando solicitados, como foi o caso do aço *Dual Phase* 800. Os resultados mostraram que o aço inoxidável *SOFT* 301 apresentou os maiores alongamentos até a fratura o que o indica a ter as melhores propriedades para uma conformação severa. Os pesquisadores relatam que este material pode ser a melhor alternativa para a conformação de para-choques com um alto valor de momento de inércia, devido a uma geometria complexa produzida por um processo como o de estampagem profunda (ANDERSSON; OCKLUND; PERSSON; 2010).

Pouca atenção tem sido direcionada nas pesquisas que relacionam o comportamento dos materiais sob solicitações de impacto (testes de colisão) em termos das propriedades mecânicas dos materiais. Em relação à absorção de energia existe um consenso que uma forte capacidade de endurecimento por trabalho mecânico é uma propriedade essencial para os materiais usados em estruturas que visam à absorção de energia. Uma alta taxa de endurecimento conduz a uma distribuição mais uniforme da deformação durante a conformação mecânica e sob colisões, conduzindo a estrutura (materiais) a absorver mais energia (ZUIDEMA, ADAM, 2002);(CHOI *et al.*,2002). SPERLE e LUNDH (1984) encontraram uma relação entre a absorção de energia em *crash tests* e a resistência máxima a tração dos materiais a qual parece estar correlacionada a um maior endurecimento por trabalho mecânico a frio. Alguns pesquisadores sugerem que a área abaixo da curva tensão-deformação (energia absorvida por unidade de volume) deveria ser usada como critério para se avaliar a capacidade de uma estrutura em proteger os seus ocupantes durante uma colisão. TALONEN e HANNINEN (2006) citam Mizui e colaboradores, onde estes sugerem que a área abaixo da curva tensão-deformação até um valor de 40% de deformação pode ser usado como uma base quando se comparam diferentes materiais. TALONEN e HANNINEN (2006) discordam pelo fato que o alongamento uniforme de componentes e materiais usados em estruturas relevantes, responsáveis por

absorver a energia durante uma colisão, não atingem esses valores de deformação, sendo normalmente muito menores que 40%. Durante um evento de colisão a energia é absorvida pela deformação plástica dos materiais que compõe os principais componentes estruturais do veículo. A energia absorvida está associada à carga de colapso e a deformação total transmitida pela colisão, onde esta pode ser estimada pela área abaixo da curva tensão-deformação em níveis específicos de deformação. Segundo ZUIDEMA e ADAM (2002), estes recomendam usar a área abaixo da curva tensão-deformação em deformações de até 10% como base de comparação entre materiais diferentes, e sob taxas de deformação da ordem de 10^2 s^{-1} , frequentemente as taxas de deformação onde se englobam os impactos automobilísticos (FERREIRA *et al.*, 2004). De fato, como relata WANG *et al.*, (2013) que a taxa de deformação mais comumente encontrada em colisões veiculares se situam em valores maiores de 500 s^{-1} , e que a taxa de deformação de 1000 s^{-1} é normalmente selecionada para a condição de alta taxa de carregamento sob condições dinâmicas. Pesquisadores como TALONEN e HÄNNINEN (2005) descrevem que a taxa de deformação associada a colisões automobilísticas estão entre 100 s^{-1} a 1000 s^{-1} . As colisões automobilísticas conduzem a um processo de deformação complexo e altamente não linear. Quando um veículo colide entre 60 a 80 Km/h as maiores taxas de deformação atingidas podem alcançar mais de 1000 s^{-1} , conduzindo a uma mudança significativa do comportamento em deformação e nas características de absorção de energia dos principais materiais que compõe a estrutura veicular (WANG, 2013).

Uma maneira que vem ajudando várias companhias automobilísticas a avaliar a segurança dos ocupantes em uma situação de risco, como nos impactos automobilísticos, é através da experimentação via métodos computacionais de simulação. Testes experimentais reais, como os denominados *crash tests*, são extremamente custosos às companhias fabricantes de veículos automotores, pois estes ensaios em escala real englobam impactos laterais, frontais, traseiros, impactos que simulam o atropelamento de pedestres e também impactos que avaliam a proteção de cabeça e pescoço de pessoas que dirigem o automóvel em colisão. Para se diminuir os custos destes testes, em escala real, os mesmos são

frequentemente avaliados no mundo virtual por meio de *softwares* que reproduzem ou simulam o comportamento da estrutura e dos componentes durante o impacto. Para se analisar o comportamento mecânico no meio computacional existem requerimentos precisos de equações constitutivas que são dependentes do modo de carregamento assim como da taxa de deformação dos materiais utilizados na fabricação dos componentes e estruturas. Essas equações constitutivas são usadas em códigos de elementos finitos comerciais os quais são capazes de simular o comportamento das estruturas e componentes sob impactos veiculares. Ensaios em laboratório são realizados para se validar a resposta dos materiais submetidos às altas taxas de deformação para identificar os parâmetros constitutivos para o modelamento dos testes de impacto. O modo de se avaliar experimentalmente tensões efetivas, deformações e suas relações com a taxa de deformação para materiais metálicos ocorrem através de ensaios em equipamentos que possibilitem a avaliação correta dos materiais em altas taxas de deformação. Dois dos equipamentos mais comuns são as máquinas servo-hidráulicas configuradas para altas taxas de deformação e a barra Hopkinson bi-partida. Os ensaios, então, são realizados nestes equipamentos obtendo-se curvas tensão-deformação em altas taxas de deformação. Os softwares de elementos finitos frequentemente usam os dados gerados em altas taxas de deformação em cálculos numéricos para situações de impacto e na capacidade da estrutura em proteger os ocupantes durante este evento. A relação entre as tensões e deformações uniaxiais em altas taxas de deformação podem ser implementadas de dois modos nos *softwares* de elementos finitos; o primeiro modo seria escrever pontualmente as curvas geradas em diferentes taxas de deformação por meio de ensaios experimentais, e o programa (*software*) realizar a interpolação entre estes pontos, gerando uma função. A outra maneira seria implementar os dados experimentais ajustando os dados a expressões matemáticas já consolidadas por pesquisadores. Grande parte dos trabalhos passados envolveu o desenvolvimento de equações para as curvas tensão-deformação que foram extraídas de ensaios em baixa taxa de deformação. Trabalhos subsequentes foram publicados de modo a desenvolver funções que auxiliavam a correção das curvas tensão-deformação para altas

taxas de deformação. Estas correções foram alcançadas pela multiplicação das equações básicas obtidas em taxas de deformação mais baixas por uma função de correção que torna as equações mais precisas levando a uma maior correlação com os resultados extraídos em altas taxas de deformação. O trabalho de ANDERSON (2005) utilizou equações constitutivas como a proposta por Swift (Equação 1-1), entre outras.

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n, \text{ onde } K, \varepsilon_0 \text{ e } n \text{ são constantes.}$$

Equação 1-1

A equação constitutiva mais utilizada para aços baixo carbono foi proposta por Hollomon (ANDERSON, 2005; DIETER, 1993) e assume a forma (Equação 1.2).

$$\sigma = K\varepsilon^n$$

Equação 1-2

Onde o valor de n é a inclinação da curva tensão - deformação de um gráfico com a ordenada e a abscissa em escala logarítmica, e K (coeficiente de resistência) tendo um valor de resistência para uma deformação verdadeira no valor de 1. Os resultados para os aços inoxidáveis no estudo de ANDERSON (2005), utilizando a (Equação 1-2) não apresentaram uma correlação de ajuste para a curva tão satisfatório.

Ao contrário desta, a Equação 1-1 se ajustou de uma melhor forma aos dados obtidos nos ensaios em baixa taxa de deformação para dois aços inoxidáveis que tinham uma estrutura mais estável, sendo eles, o aço inoxidável duplex comercial (EN1.4362) da empresa Sandvik (designação comercial SAF2304) e outro, um austenítico endurecido por precipitação, da mesma empresa de nome

comercial Nanoflex. No mesmo trabalho o mesmo pesquisador estudou outros dois aços inoxidáveis com uma estrutura muito mais metaestável em comparação aos anteriores, um destes de classificação EN1.4319 (AISI 302) e outro de nome comercial HyTens1000 da empresa Outokumpu. ANDERSON (2005), em trabalhos anteriores, verificou que a equação de Ludwigson obteve excelentes resultados para o ajuste de curva com os dados obtidos com aços inoxidáveis metaestáveis. A Equação 1-3 de Ludwigson desvia marcadamente da equação de Hollomon principalmente em baixas deformações, onde k, n, b, a, c e q são constantes.

$$\sigma = k\epsilon^n * [1 - (1 + (e^{-b}/a))^{-1}] + c * (1 + (e^{-b}/a))^{-q}$$

Equação 1-3

O trabalho então de ajuste das curvas, em baixas taxas de deformação, utilizaram as equações de Swift (Equação 1-1) para os aços mais estáveis duplex e o austenítico endurecível por precipitação, e a equação de Ludwigson (Equação 1-3) para os aços metaestáveis AISI 302 e HyTens1000. Essas equações básicas por assim dizer foram multiplicada por uma função de correção que as deixarão mais precisas quando o ajuste é realizado para os dados obtidos em altas taxas de deformação. Existe um número considerável de funções de correção na literatura e essas funções tem como referência o nome dos pesquisadores que as desenvolveram. No respectivo trabalho ANDERSON (2005) utilizou três funções multiplicativas denominadas como a de Cowper-Simonds, Johnson-Cook e Jones. O autor encontrou um ajuste considerável para três dos quatro aços inoxidáveis estudados. Os aços inoxidáveis duplex e o endurecível por precipitação utilizaram a função de Johnson-Cook e a função multiplicativa de Cowper-Simonds foi utilizada para o EN1.4319 (AISI 302). Para o aço denominado comercialmente HyTens1000 não houve um ajuste da curva que descrevesse os dados obtidos em altas taxas de deformação, nenhuma das três funções multiplicativas com relação a equação de Ludwigson obtiveram uma correlação aceitável. Os resultados e a correlação entre as curvas foram

analisados com o parâmetro estatístico R^2 ajustado, onde o valor desta medida representa como um modelo de regressão descreve um menor ou um melhor ajuste de curva. Os valores R^2 ajustado variam de 0 a 1, valores mais próximos de 1 são a referência para um melhor ajuste possível. Um valor aceitável deveria ser maior que 0,993 (ANDERSON, 2005).

Este trabalho de doutoramento possui como principal interesse a finalidade e o em se estudar o comportamento de dois diferentes aços inoxidáveis (304L e ASTM 201LN) da classe dos austeníticos sob solitação dinâmica, estudando o mecanismo da transformação martensítica induzida por plasticidade. O aço inoxidável austenítico 304L é um material que possui um efeito *TRIP* facilitado em condições de deformação e carregamentos quase estáticos ao passo que o aço inoxidável de grau 201LN possui um efeito *TRIP* limitado principalmente devido a sua composição química. A comparação entre estes dois materiais sob carregamento em altas taxas de deformação torna-se muito interessante sob o ponto de vista da capacidade de absorção de energia durante o regime dinâmico, e quais os mecanismos e alterações microestruturais que estariam envolvidos neste processo. Este estudo possui relevância ao se tratar especificamente dos aços da série 200, de menor custo de fabricação do que os da série 300, visando a possível ampliação de suas aplicações principalmente em componentes estruturais que visam a segurança de condutores e passageiros, como os encontrados nos veículos de uma forma geral. Muitos resultados em regime quase estático que avaliam o efeito da taxa de deformação, modo de deformação e temperatura para os aços inoxidáveis austeníticos das séries 300 já foram publicados. Trabalhos na área de altas taxas de deformação já são bem mais escassos, apesar de alguns trabalhos e resultados já terem sido apresentados e disponibilizados para a comunidade científica principalmente quando se trata do aço AISI 304L. Os resultados experimentais em altas taxas de deformação são de grande valia principalmente quando implementados em programas computacionais de simulação numérica assim como para a seleção de materiais.

1.2 Motivação

Este trabalho de doutorado possui como principal motivação a finalidade e o interesse em se estudar o comportamento sob altas taxas de deformação nos materiais AISI 304L e ASTM 201LN, a partir de chapas laminadas a quente, sob altas taxas de carregamento produzidas por ensaios dinâmicos. As taxas de deformação aplicadas atingiram valores entre 10^2 e 10^3 s⁻¹, utilizando se como equipamento a barra de pressão Hopkinson bi partida. A faixa de taxa de deformação utilizada nos ensaios dinâmicos encontra-se dentro das taxas de deformação ocasionadas por impactos automobilísticos o que inclui os ensaios de segurança veicular denominados de *crash tests*.

1.3 Objetivos

1.3.1 Objetivo geral

O presente trabalho tem como objetivo geral estudar o fenômeno de transformação martensítica induzida por plasticidade nos aços inoxidáveis austeníticos 304L e ASTM 201LN, a partir de chapas laminadas a quente e recozidas a 1050 °C em escala industrial sob altas taxas de carregamento produzidas por ensaios dinâmicos. Por conseguinte, comparam-se nesta tese dois aços inoxidáveis austeníticos de grande capacidade de absorção de energia, mas que apresentam composições dissimilares que resultam em custos diferentes na sua fabricação ocasionada em grande parte devido à substituição parcial do elemento manganês pelo elemento níquel em solução.

1.3.2 Objetivos específicos

De modo a atender a especificidade do trabalho inicialmente foram realizados ensaios para a caracterização prévia do material como recebido envolvendo a análise química das chapas laminadas a quente por meio de um espectrofotômetro óptico, ensaios de tração, compressão, assim como ensaios de macro e microdureza de modo caracterizar mecanicamente os materiais. A caracterização metalográfica prévia da microestrutura com a medida do

tamanho de grão, de modo a identificar esta variável para com a plasticidade induzida por transformação. Medidas magnéticas com a utilização de um ferritoscópio que visa identificar e quantificar fases ferromagnéticas como ferrita δ e martensita α' . Ensaio ultrassônico para medida do módulo de elasticidade e obtenção da impedância acústica mecânica dos materiais estudados e correlação com as barras disponíveis para ensaio dinâmico.

A condução subsequente da tese envolveu ensaios dinâmicos por impacto na barra Hopkinson bi partida sob pelo menos 3 condições de taxa de carregamento (500 s^{-1} , 700 s^{-1} e 1000 s^{-1}) em amostras dos aços em estudo na condição como recebida, a fim de posteriormente realizarem-se medidas comparativamente com os materiais de partida para:

- Quantificação de fase com uso de ferritoscópio e identificação de fases por difração de Raios X, a partir das faces incidente e oposta ao impacto, a fim de identificar quais fases são formadas e se ocorre uma possível atenuação da frente de onda ao longo da espessura dos corpos de prova. Bem como avaliar se a técnica de ferritoscopia é adequada para tal, tendo vista sua característica de análise volumétrica com capacidade de detecção em camadas de até milímetro e dos corpos de prova em estudo terem 6,40 e 5,00 mm de distância entre as faces incidente e oposta para os aços 304L e ASTM 201LN, respectivamente;

- avaliação microestrutural ao longo da espessura (entre as faces de impacto e oposta) por microscopia eletrônica de varredura com uso dos detectores de elétrons secundários, elétrons retroespalhados – *BSED (Back Scatter Electron Detectors)* e difração de elétrons retroespalhados – *EBSD (Electron Backscatter Diffraction)* e também avaliação mecânica por ultramicr dureza instrumentada;

- análise crítica quanto às modificações estruturais associadas ao efeito *TRIP* nos dois materiais em estudo

2. REVISÃO DE LITERATURA

2.1 Aços inoxidáveis

Os aços ao carbono e os aços liga de um ponto de vista de resistência à corrosão são materiais pobres, pois corroem em ambiente atmosférico, em meios ácidos e formam óxidos de ferro quando expostos a temperaturas altas. Ao contrário destes, existe um grupo de ligas a base de ferro, cromo e níquel conhecidos como aços inoxidáveis que mesmo em ambientes marinhos não apresentam o fenômeno corrosivo com extensiva perda de massa. Muitas destas ligas não corroem em ambientes ácidos concentrados e também não se oxidam de forma a perder massa metálica expressiva em temperaturas de até 1100 °C (OUTOKUMPU, 2013).

Os aços inoxidáveis são ligas baseadas no elemento ferro que contém um mínimo de aproximadamente 11 a 12% do elemento químico cromo, quantidade esta necessária para que o material não apresente corrosão na forma de óxidos de ferro na superfície quando exposto à ambiente atmosférico não poluído. Estes materiais apresentam a característica de não manchar (*stainless*) devido à formação de uma película muito fina e aderente de óxido de cromo na superfície. Esta camada de óxido tem a capacidade de se regenerar sempre na presença de oxigênio. Outros elementos químicos são adicionados em solução para que estas ligas adquiram características particulares e únicas na tecnologia de fabricação destes materiais, entre estes estão o níquel, molibdênio, cobre, titânio, nióbio, alumínio, silício, nitrogênio, enxofre e selênio. Com relação ao elemento carbono ele está presente em quantidades que variam de 0,03% em massa (valor limite máximo) a valores de mais de 1% (em massa) em algumas ligas inoxidáveis martensíticas como os aços AISI 440A, AISI 440B e AISI 440C (*AISI - American and Iron Steel Institute*) muito utilizados em aplicações onde a resistência à abrasão e ao desgaste é objetivo a ser atendido (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994) (STAINLESS STEELS, 2012)

Existem cinco principais categorias que os AIs podem ser classificados (SILVA & MEI, 2006), (STAINLESS STEELS, 2012):

- Aços inoxidáveis ferríticos são ligas de ferro baseadas no elemento cromo onde a presença do elemento níquel é nula ou muito pequena, estes aços possuem estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e não endurecem por tratamento térmico de têmpera. Geralmente possuem teor de cromo mais elevado sendo designados como aços ao cromo ficando este elemento em torno de 11 a 30%. O molibdênio é adicionado em algumas destas ligas visando à melhora na resistência à corrosão, e os elementos titânio e nióbio para melhora na soldabilidade. São materiais ferromagnéticos. Neste grupo podem-se citar os aços AISI (*American Iron and Steel Institute*) 405, 409, 430, 446 e 502.
- Aços inoxidáveis martensíticos são ligas compostas essencialmente de Fe-Cr (11 a 18% de Cr), com teor de carbono mais elevado em comparação aos outros tipos de inoxidáveis visando à melhora da temperabilidade e aumento da resistência mecânica, apesar dos aços inoxidáveis supermartensíticos conterem carbono menor que 0,015% em massa. O nitrogênio em algumas ligas é adicionado com o intuito do também aumento na resistência mecânica. São caracterizados pela estrutura tetragonal e são necessários quando a aplicação requer propriedades de boa resistência à tração, fluência e resistência à fadiga combinadas com resistência à corrosão. Em algumas ligas uma pequena quantidade de níquel é adicionada em conjunto com uma redução de carbono para melhorar a já pobre soldabilidade destes aços inoxidáveis. Algumas vezes o elemento enxofre é adicionado para a melhora da usinabilidade. São materiais ferromagnéticos e endurecíveis por tratamento térmico. Neste grupo podem-se citar os aços AISI 403, 410, 416, 420 e 422.
- Aços inoxidáveis austeníticos (AIAs) caracterizam-se por ser o maior grupo dos inoxidáveis, são ligas a base de Fe-Cr (16 - 30%) - Ni (8 - 35%). Esta classe de inoxidáveis pode ser subdividida em cinco (Cr-Mn, Cr-Ni, Cr-Ni-Mo, aços inoxidáveis de alto desempenho e aços inoxidáveis de alta temperatura). Estes materiais resistem à corrosão em diversos meios possuindo também características favoráveis de conformação mecânica e soldabilidade. Estes inoxidáveis apresentam

capacidade de resistir ao impacto em baixas temperaturas sendo frequentemente utilizados em aplicações criogênicas. São materiais paramagnéticos quando devidamente solubilizados por meio de recozimento devido à microestrutura austenítica. Os mais conhecidos AIs são os da série 300, como por exemplo, os aços AISI 301, 304, 308 e 316. Devido ao elevado custo, parte do níquel pode ser substituído por manganês e/ou nitrogênio, formando outra família de AIs, a série AISI 200. Os principais aços deste grupo são: AISI 201, 202 e 204. Os AIs possuem estrutura cúbica de face centrada (CFC) e são não magnéticos. O teor de carbono é, em geral, inferior a 0,08%.

- Aços inoxidáveis duplex são ligas compostas pela fase ferrita e austenita obtidas com composições balanceadas de Fe-Cr (18 - 27%) - Ni (4 - 7%) - Mo (1 - 4%) e outros elementos. Estes materiais procuram manter um balanço proporcional de ferrita e austenita em sua microestrutura. São ligas que combinam muito das propriedades dos inoxidáveis ferríticos assim como dos austeníticos. Os aços que fazem parte desta família são: AISI 329, UNS S32304 e UNS S31803. Novas ligas como a 7 MoPLUS e a 2205 (designações comerciais) contém maiores níveis de Mo e N para a melhora da resistência mecânica, da corrosão generalizada e da corrosão localizada do tipo *pitting*. Os aços inoxidáveis duplex possuem menor teor de níquel quando comparado aos aços inoxidáveis austeníticos, mas com propriedades mecânicas e de corrosão similares ou superiores aos austeníticos. Os números de equivalência à resistência ao *pitting* PREN (*pitting resistant equivalent number*) assumem valores que variam de 25 a 35 ($PREN = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N$) (OUTOKUMPU, 2013). Nesta fórmula os percentuais (em massa) das contribuições dos elementos químicos são empiricamente relacionados de modo a classificar as ligas em resistir ao ataque corrosivo por pite. Quanto maior o número PREN maior a resistência de determinada liga ao ataque corrosivo do tipo pite.

O elemento carbono em solução nestas ligas possuem valores baixos atingindo 0,03% em peso em sua grande maioria. Posterior desenvolvimento nestes materiais dá a origem aos aços inoxidáveis

super duplex com níveis maiores de elementos de liga em solução em comparação aos inoxidáveis duplex convencionais, resultando em um PREN maior ou igual a 40 para estes inoxidáveis (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994). Atualmente já em nível industrial comercial a evolução destes materiais chegou aos aços inoxidáveis hiperduplex contendo quantidades significativas de nitrogênio até o limite máximo em solução e sendo altamente ligados ao Cr, Ni e Mo, atingindo valores de PREN maiores ou igual a 49.

- Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação são ligas de Fe-Cr (12-17%), Ni (4 - 8%), Mo (0 - 2%), contendo adições de elementos que permitem o endurecimento da martensita pela precipitação de compostos intermetálicos à base de alumínio, cobre, nióbio e/ou titânio. Estes materiais são normalmente classificados como austeníticos, semiausteníticos e martensíticos. Atualmente há um novo tipo destes inoxidáveis endurecíveis por precipitação chamados de duplex. Com os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação é possível se alcançar uma alta resistência mecânica sem perder o compromisso com a resistência à corrosão e a ductilidade. Os mecanismos de aumento da resistência são principalmente associados com a transformação martensítica e o endurecimento por precipitação, sendo este último o mecanismo de endurecimento principal.

Os aços inoxidáveis em suas versões menos resistentes à corrosão podem suportar um ataque corrosivo em meios comuns ao cotidiano como o ambiente atmosférico sem perda de sua aparência estética e resistir ao ataque corrosivo em água do mar em ebulição nas suas ligas de maior resistência à corrosão.

Os aços inoxidáveis austeníticos têm na sua composição um balanço de elementos químicos que promovem a formação da fase ferrítica cúbica de corpo centrado (CCC) e de elementos que promovem a formação da fase austenítica (CFC). Como modelo de elemento ferritizante na composição química destes materiais está o cromo, mas o molibdênio, titânio, alumínio, tungstênio, nióbio e vanádio também surgem como elementos formadores da fase ferrítica. Como exemplo de elemento formador da fase austenítica nestes

materiais temos o níquel, mas também temos o carbono, nitrogênio e o cobre como responsáveis pela transformação da fase ferrítica para austenítica em altas temperaturas (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994). O elemento manganês não tem o mesmo efeito dos elementos anteriormente citados em promover a mudança da estrutura cúbica de corpo centrado para a estrutura cúbica de face centrada em altas temperaturas, mas este elemento tem a capacidade de estabilizar a fase austenítica com respeito à transformação martensítica em baixas temperaturas. Este elemento químico também tem a capacidade em aumentar a solubilidade do nitrogênio no aço, o que tornou possível a criação da família dos aços inoxidáveis austeníticos da série 200 com menores teores de níquel e maiores teores de manganês e nitrogênio (SIMMONS, 1995). Nestes materiais, juntamente ao tipo do aço inoxidável austenítico, AISI da série 300 ou 200, pode-se vir adicionada a nomenclatura “L” que se refere ao aço com menor teor de carbono, bem como a nomenclatura “N” que se refere ao aço com nível mais elevado de nitrogênio. Na Tabela 2.1 encontra-se especificado algumas das propriedades mecânicas sob condições tratativas dos AIAs convencionais após recozimento.

Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas obtidas sob condicionamento tratativo de alguns AIAs convencionais recozidos segundo ASTM A666-15.

Tipo	Especificação UNS	Resistência Tração (min)		Resis. Escoam(min)		Alongamento, 50 mm, %min	Dureza	
		psi	MPa	psi	MPa		Brinell	Rockwell B
201-1 ^B	S20100 Class 1	75 000	515	38 000	260	40	217	95
201-2	S20100 Class 2	95 000	655	45 000	310	40	241	100
201L	S20103	95 000	655	38 000	260	40	217	95
201LN	S20153	95 000	655	45 000	310	45	241	100
202	S20200	90 000	620	38 000	260	40	241	...
...	S20400	95 000	655	48 000	330	35	241	100
205	S20500	115 000	790	65 000	450	40	241	100
301	S30100	75 000	515	30 000	205	40	217	95
301L	S30103	80 000	550	32 000	220	45	241	100
301LN	S30153	80 000	550	35 000	240	45	241	100
302	S30200	75 000	515	30 000	205	40	201	92
...	S30116	75 000	515	30 000	205	40	217	95
304	S30400	75 000	515	30 000	205	40	201	92
304L	S30403	70 000	485	25 000	170	40	201	92
304N	S30451	80 000	550	35 000	240	30	217	95
304LN	S30453	75 000	515	30 000	205	40	217	95
316	S31600	75 000	515	30 000	205	40	217	95
316L	S31603	70 000	485	25 000	170	40	217	95
316N	S31651	80 000	550	35 000	240	35	217	95

Em temperatura ambiente muito pouco carbono é solúvel na estrutura austenítica de um aço inoxidável, mesmo os valores de 0,03% em massa das

ligas inoxidáveis austeníticas de muito baixo carbono, onde a maior parte deste elemento se encontra em solução supersaturada. Nesta temperatura o não aparecimento de carbeto de cromo na microestrutura destas ligas se deve principalmente pela baixa difusão do carbono e da ainda mais baixa difusão do cromo na austenita (STAINLESS STEELS FOR DESIGN ENGINEERS, 2008). Na faixa de composição de 0,06% de carbono em massa, que compõe a maioria das ligas com especificação AISI 304, na temperatura de 850 °C, já ocorre a supersaturação da austenita com o referido elemento. Abaixo desta temperatura a supersaturação cresce exponencialmente assim como a difusão decresce exponencialmente. O que se observa é o resultado de diferentes taxas de precipitação que variam com a temperatura e a quantidade de carbono em solução como mostra as curvas da Figura 2.1. A curva temperatura-tempo para a sensitização funciona como um guia onde se pode prever uma determinada taxa de resfriamento para que o material possa ser utilizado em condições que não fique sensitizado. Percebe-se a grande diferença em relação ao tempo para resfriamento necessário para que se evite o fenômeno de sensitização de um aço como o AISI 304 com 0,062% em carbono em massa quando comparamos com um aço AISI 304L com quantidades de carbono em solução da ordem de 0,03% em massa.

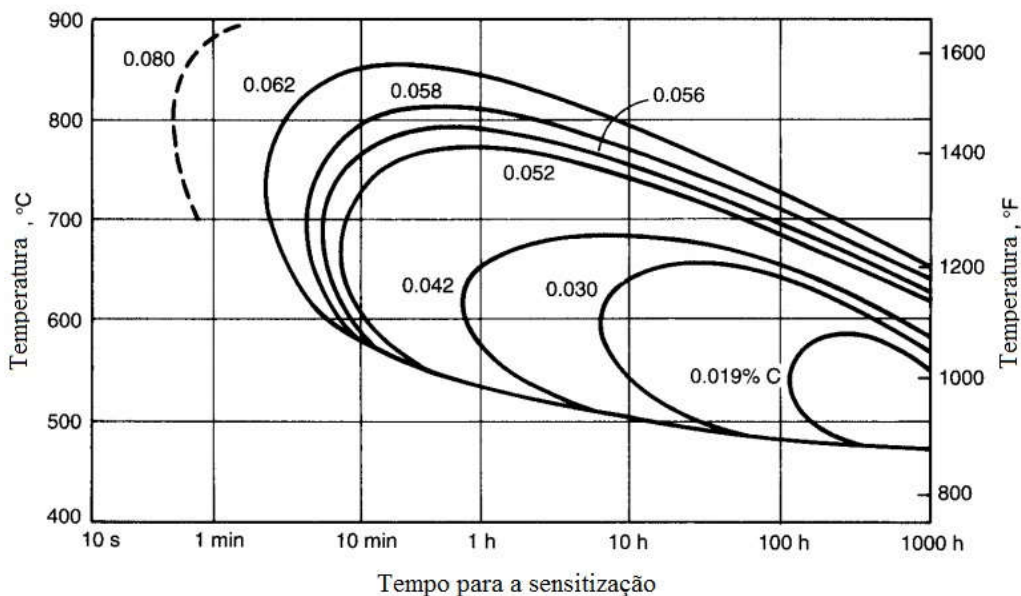


Figura 2.1- Curvas temperatura tempo em função da quantidade de carbono em solução para que ocorra o processo de sensitização (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994).

O advento dos aços inoxidáveis austeníticos baixo carbono dificultaram a perda da inoxidabilidade e da resistência à corrosão quando estes materiais possam vir a sofrer qualquer tipo de ciclagem térmica. A teoria mais aceita atualmente sobre a sensitização é a teoria sobre a depleção de cromo localizada. Na Figura 2.2 é enfatizada a depleção local do elemento cromo conduzindo as regiões adjacentes aos contornos de grão a perder a inoxidabilidade devido à concentração do elemento cromo ficar abaixo dos 12% em massa. Estas regiões apresentam uma resistência à corrosão muito baixa quando comparadas ao restante do material. Os carbonetos que se precipitam em contornos de grão são prejudiciais aos aços inoxidáveis, pois estes carbonetos possuem de 70 a 80% em cromo em sua composição. (STAINLESS STEELS FOR DESIGN ENGINEERS, 2008).

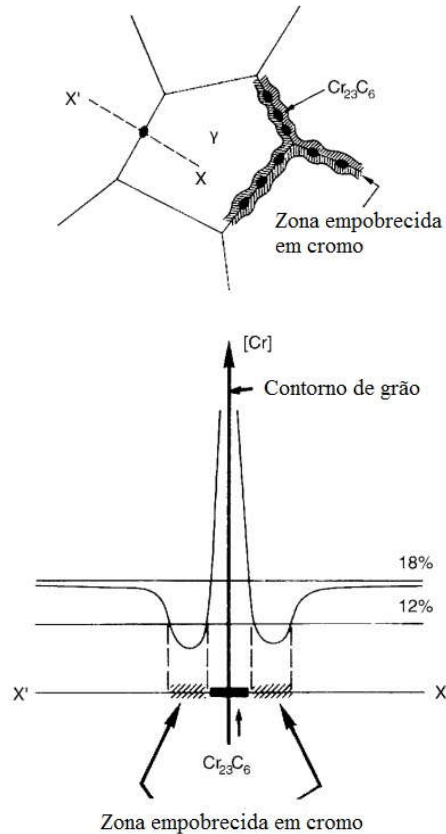


Figura 2.2 - Empobrecimento de cromo perto dos contornos de grão devido a precipitação dos carbonetos deste elemento (STAINLESS STEELS FOR DESIGN ENGINEERS, 2008).

O limite da quantidade de carbono para que o aço não seja susceptível a sensitização é relacionado intimamente com a presença de outros elementos de liga em solução como o cromo, molibdênio, níquel, nitrogênio, boro, silício assim como o titânio e nióbio nos aços estabilizados. Com o aumento da quantidade de cromo nos aços inoxidáveis o limite de resistência à depleção do mesmo nos contornos de grão é alterado para tempos mais longos quando estes são expostos em temperaturas que favorecerem termodinamicamente a ocorrência do fenômeno da sensitização. Portanto, os AIAs com maiores quantidades em cromo são mais resistentes à sensitização. Dayal e pesquisadores (2002) introduziram o conceito de cromo efetivo o qual fornece um meio quantitativo para prever a propensão de um determinado aço inoxidável à sensitização. Valores maiores em cromo efetivo para determinado

aço inoxidável significa uma depleção em cromo menos severa ao redor dos contornos de grão resultando em tempos mais longos para o processo de sensitização. A ideia central do cromo efetivo é que este se torna uma variável importante na determinação do tempo necessário para o processo de sensitização devido à atividade de cromo local na interface entre o carboneto precipitado e a matriz adjacente a este. A atividade de cromo na interface não dependerá só da concentração de cromo na liga, mas também da concentração de outros elementos (DAYAL *et al*, 2002).

2.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos da série AISI 300

Os aços inoxidáveis austeníticos da série 300 são a família mais comum dos aços inoxidáveis. São materiais que possuem excelente capacidade para serem conformados devido a sua ductilidade e podem ser facilmente soldados quando da utilização de procedimentos de soldagem corretos, além de possuírem ótima capacidade de resistir à corrosão em diversos meios. Estes materiais são uma classe representativa dos aços com efeito *TRIP* cujo comportamento plástico, controlado pela transformação de fases, melhora suas propriedades mecânicas. Uma das principais vantagens em se utilizar os aços inoxidáveis austeníticos se encontra na sua alta tenacidade. Quando se faz a comparação dos resultados obtidos no ensaio de impacto charpy de corpos de prova entalhados com os outros tipos de inoxidáveis os resultados são expressivos em favor dos aços austeníticos. Energias de 135 J ou maiores em temperatura ambiente são comuns aos AIAs. Mesmo em temperaturas baixas ou criogênicas a tenacidade ao entalhe não sofre com o decaimento da energia ao impacto, mantendo este valor de 135 J ou maior. O fenômeno denominado de transição dúctil-frágil não os afetam ao contrário dos outros aços inoxidáveis como é ilustrado na Figura 2.3.

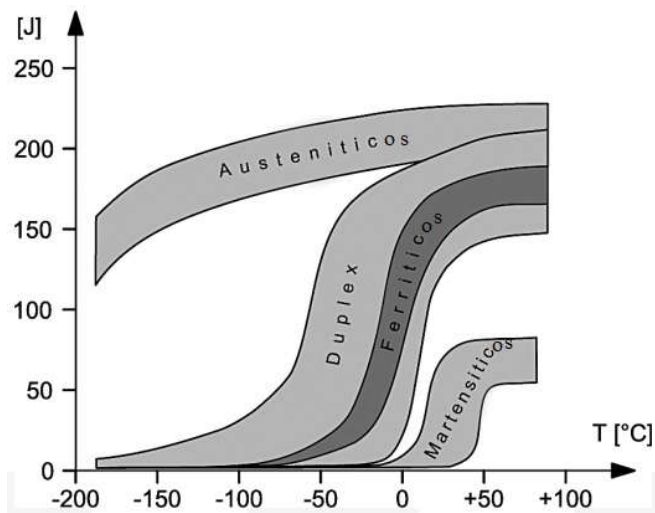


Figura 2.3 - Tenacidade de diferentes tipos de aços inoxidáveis em função da temperatura, energia de impacto Charpy com entalhe em V (LEFFLER, 2014).

Estes materiais também possuem determinadas características que, de certo ponto, pode ser tomado como negativas em um contexto de aplicação e seleção de materiais como, por exemplo:

- Os aços inoxidáveis da série 300 são menos resistentes à oxidação cíclica do que os aços inoxidáveis ferríticos devido ao seu grande coeficiente de expansão térmica que conduz a camada de óxido protetora a se romper;
- Estes materiais são susceptíveis ao fenômeno de corrosão sob tensão se por ventura não forem cuidadosamente selecionados para a correta aplicação a que se destinam;
- O limite de resistência à fadiga dos aços inoxidáveis austeníticos da classe 300 é geralmente 30% da resistência à tração da liga, ao passo que as ligas inoxidáveis ferríticas possuem valores que variam entre 50 a 60% da resistência à tração. Isto combinado com o alto coeficiente de expansão térmica torna esta classe de inoxidáveis muito susceptíveis ao fenômeno de fadiga térmica (STAINLESS STEELS FOR DESIGN ENGINEERS, 2008).

Na Tabela 2.2 encontra-se especificada a composição química dos AIAs da série 300 conforme a AISI.

Tabela 2.2 - Composição química (% em massa) dos AIs da série AISI 300 (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994).

Tipo	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Outros
301	0.15	2.0	1.00	16.0-18.0	6.0-8.0	0.045	0.03	...
302	0.15	2.0	1.00	17.0-19.0	8.0-10.0	0.045	0.03	...
302B	0.15	2.0	2.0-3.0	17.0-19.0	8.0-10.0	0.045	0.03	...
303	0.15	2.0	1.00	17.0-19.0	8.0-10.0	0.20	0.15 min	0.6 Mo(b)
303Se	0.15	2.0	1.00	17.0-19.0	8.0-10.0	0.20	0.06	0.15 min Se
304	0.08	2.0	1.00	18.0-20.0	8.0-10.5	0.045	0.03	...
304H	0.04-0.10	2.0	1.00	18.0-20.0	8.0-10.5	0.045	0.03	...
304L	0.03	2.0	1.00	18.0-20.0	8.0-12.0	0.045	0.03	...
304LN	0.03	2.0	1.00	18.0-20.0	8.0-12.0	0.045	0.03	0.10-0.16 N
302Cu	0.08	2.0	1.00	17.0-19.0	8.0-10.0	0.045	0.03	3.0-4.0 Cu
304N	0.08	2.0	1.00	18.0-20.0	8.0-10.5	0.045	0.03	0.10-0.16 N
305	0.12	2.0	1.00	17.0-19.0	10.5-13.0	0.045	0.03	...
308	0.08	2.0	1.00	19.0-21.0	10.0-12.0	0.045	0.03	...
309	0.20	2.0	1.00	22.0-24.0	12.0-15.0	0.045	0.03	...
309S	0.08	2.0	1.00	22.0-24.0	12.0-15.0	0.045	0.03	...
310	0.25	2.0	1.50	24.0-26.0	19.0-22.0	0.045	0.03	...
310S	0.08	2.0	1.50	24.0-26.0	19.0-22.0	0.045	0.03	...
314	0.25	2.0	1.5-3.0	23.0-26.0	19.0-22.0	0.045	0.03	...
316	0.08	2.0	1.00	16.0-18.0	10.0-14.0	0.045	0.03	2.0-3.0 Mo
316F	0.08	2.0	1.00	16.0-18.0	10.0-14.0	0.20	0.10 min	1.75-2.5 Mo
316H	0.04-0.10	2.0	1.00	16.0-18.0	10.0-14.0	0.045	0.03	2.0-3.0 Mo
316L	0.03	2.0	1.00	16.0-18.0	10.0-14.0	0.045	0.03	2.0-3.0 Mo
316LN	0.03	2.0	1.00	16.0-18.0	10.0-14.0	0.045	0.03	2.0-3.0 Mo; 0.10-0.16 N
316N	0.08	2.0	1.00	16.0-18.0	10.0-14.0	0.045	0.03	2.0-3.0 Mo; 0.10-0.16 N
317	0.08	2.0	1.00	18.0-20.0	11.0-15.0	0.045	0.03	3.0-4.0 Mo
317L	0.03	2.0	1.00	18.0-20.0	11.0-15.0	0.045	0.03	3.0-4.0 Mo
321	0.08	2.0	1.00	17.0-19.0	9.0-12.0	0.045	0.03	5 x %C min Ti
321H	0.04-0.10	2.0	1.00	17.0-19.0	9.0-12.0	0.045	0.03	5 x %C min Ti
330	0.08	2.0	0.75-1.5	17.0-20.0	34.0-37.0	0.04	0.03	...
347	0.08	2.0	1.00	17.0-19.0	9.0-13.0	0.045	0.03	10 x %C min Nb

Esta classe de inoxidáveis possui inúmeros materiais que são especificados conforme a sua resistência à corrosão para aplicação em meios específicos, como os ambientes salinos com concentrações variadas a ambientes ácidos e alcalinos. À parte da resistência a meios corrosivos específicos, os aços inoxidáveis austeníticos têm evoluído seguindo os princípios da metalurgia física: estabilização da fase austenítica em relação a transformação martensítica devido ao trabalho mecânico (AISI 301, 302 e 304), redução do elemento carbono em solução ou adição de ligantes como o titânio e o nióbio para diminuir a possibilidade da formação (precipitação) de carbonetos de cromo em contorno de grão evitando a corrosão intergranular catastrófica (AISI 304L, 316L, 321 e 347), adição de ligantes como o elemento molibdênio em solução o que resulta em um aumento na resistência à corrosão localizada por *pitting* (AISI 316 e 317), adição em maiores quantidades de ligantes como o cromo e o níquel visando um aumento na resistência à oxidação em temperaturas elevadas (AISI 309 e 310) (KRAUSS, 2015). Estes aços austeníticos (AISI 309 e 310) são projetados para uso em temperaturas que excedem os 550°C tendo como fator chave a resistência ao fenômeno de fluência. A composição química destes inoxidáveis foi projetada para que

suportem temperaturas na faixa de 800°C a 1100°C por longos períodos de tempo em atmosfera seca. O elemento cromo em solução fica na faixa de 25 a 17% em massa tendo o elemento níquel quantidades de 8 a 20% em massa na composição química destes materiais. Estes inoxidáveis não apresentam o elemento molibdênio em sua composição, porém alguns destes materiais apresentam o silício como elemento de liga o que favorece a melhora da resistência à oxidação.

Inoxidáveis da classe 300 com adições maiores de níquel e a introdução do elemento cobre em composição química, como é o caso do aço AISI 320, favorecem a resistência à corrosão em ácidos redutores como o ácido sulfúrico. Os elementos níquel e molibdênio quando presentes em quantidades suficientes aumentam a resistência à corrosão sob tensão na presença de cloretos.

Ligas inoxidáveis compostas com níquel, molibdênio com aproximadamente 6% em massa e nitrogênio com 0,20 a 0,25% (percentagem mássica) são muitas vezes referenciadas como superausteníticos. Estes materiais são uma evolução do aço inoxidável AISI 317 com maiores quantidades de elementos de liga com a finalidade do aumento da resistência à corrosão localizada.

A resistência ao escoamento dos aços inoxidáveis da série 300 é modesta e pode ser comparada com a resistência dos aços doces ou de baixo carbono. O limite de escoamento mínimo para esta classe de inoxidáveis situa-se entre 170 MPa e 275 MPa tendo o limite de resistência a tração máximo um valor mínimo que se situa entre 520 e 760 MPa, com alongamentos da ordem de 40 a 60% (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994).

O aço inoxidável AISI 304 é o aço austenítico mais utilizado no mundo sendo muitas vezes caracterizado como a evolução do tipo 18-8 (%Cr-%Ni) da classe 300 segundo AISI, devido principalmente a redução de carbono em relação ao aço inoxidável AISI 302. Este material é um aço inoxidável resistente à corrosão, versátil e econômico, apropriado a uma ampla faixa de aplicações em engenharia. O segundo aço inoxidável com maior produção em volume é AIA 304L, objeto de estudo neste trabalho. Desde a popularização do processo de fusão em forno elétrico seguido de um tratamento por AOD (*Argon*

Oxygen Decarburizing) na década de 1970, as ligas estabilizadas como o aço AISI 321, 347 e 348 tornaram-se materiais de aplicações restritas, utilizado para circunstâncias específicas, pois o processo para a remoção de carbono em solução ficou mais barato tornando muito competitivas as ligas com muito baixo carbono. As ligas estabilizadas como o AISI 321, AISI 347 e AISI 348 têm elementos em solução que termodinamicamente são mais ávidos em reagir com o carbono em temperaturas altas do que o elemento cromo. Estas ligas têm sido empregadas em serviço prolongado em temperaturas altas que se situam entre 427 °C e 816 °C, faixa esta sensível ao fenômeno de sensitização. Estes materiais possuem características vantajosas para o uso em altas temperaturas devido as suas boas propriedades mecânicas. Em comparação ao aço AISI 304 e também particularmente ao AISI 304L estas ligas estabilizadas possuem melhores propriedades de resistência à fluência e valores maiores de tensão de ruptura. Segundo o código ASME (*American Society of Mechanical Engineering*) para aplicações em trocadores de calor e vasos de pressão os AIs AISI 321, 347 e 348 assim como o 304 têm a máxima temperatura de uso de 816 °C, ao passo que o aço AISI 304L tem a máxima temperatura de uso de 425 °C (SILVA TELLES, 2003). Portanto, quando se objetiva aplicações que envolvam aquecimento por um curto período de tempo o aço tipo AISI 304L tem suplantado os aços estabilizados. Os AIs convencionais quando expostos a faixa de temperaturas entre 427 °C a 816 °C estão sujeitos a precipitação de carbonetos de cromo do tipo $(Cr,Fe)_{23}C_6$ ou $M_{23}C_6$, quando esta reação se processa estes carbonetos se precipitam nas regiões dos contornos de grão deixando as áreas adjacentes depletadas do elemento cromo. Quando esta depleção é contínua ao redor dos contornos de grão o AI é suscetível a corrosão intergranular que é a dissolução preferencial da camada com baixa quantidade de cromo ao redor dos contornos de grão. Portanto, quando os aços inoxidáveis sofrem o processo de sensitização a resistência à corrosão destes materiais diminui frente a outros tipos de corrosão como a corrosão localizada, por pite e por frestas como também a corrosão sob tensão (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994). O processo de corrosão intergranular é caracterizado pelo aparecimento de trincas no contorno dos grãos, porque a região periférica dos grãos, ficando

com menor conteúdo de cromo, passa a ser anódica em relação às regiões vizinhas. Este tipo de corrosão acontece principalmente nos meios ácidos (SILVA TELLES, 2003). Desta maneira os aços com muito baixo carbono como o AISI 304L têm sido amplamente utilizados em componentes soldados devido ao baixo carbono melhorar a resistência à corrosão intergranular em soldagens autógenas e em zonas termicamente afetadas pela soldagem. O baixo nível de carbono em solução sólida estende o tempo necessário para se executar processos como a soldagem em temperaturas que provocam o fenômeno de sensitização, o que não evita a precipitação dos carbonetos, mas estende o tempo para que esta precipitação não alcance um nível deletério ao aço submetido a qualquer processo de reaquecimento ou ciclo térmico na faixa de temperaturas onde ocorre o fenômeno. O carbono é normalmente considerado uma impureza indesejável nos aços inoxidáveis austeníticos, apesar de estabilizar fortemente a estrutura austenítica, este elemento tem uma forte afinidade termodinâmica pelo cromo, formando precipitados. Quando o carbono em solução alcança níveis de supersaturação na austenita, assim como as taxas de difusão do carbono e do cromo sejam suficientes para que difundam e segreguem, o processo de precipitação ocorre. O diagrama de equilíbrio para o carbono de uma liga com composição 18%Cr-10%Ni é mostrado na Figura 2.4.

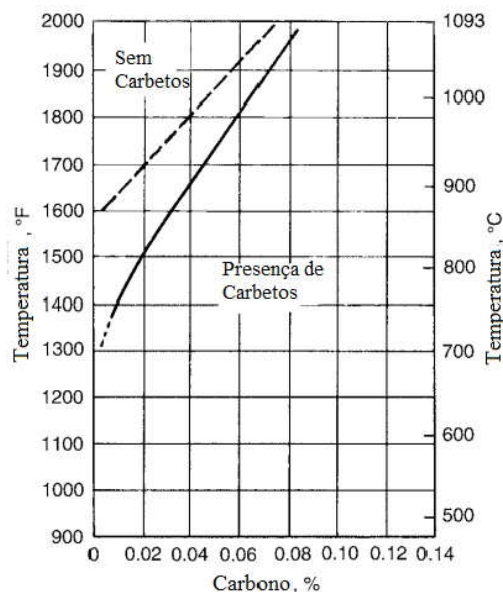


Figura 2.4 - Diagrama de equilíbrio da solubilidade do carbono em um aço austenítico 18-10 (STAINLESS STEELS FOR DESIGN ENGINEERS, 2008).

A quantidade de 18 a 19% de cromo no aço AISI 304L provê resistência à corrosão em meios oxidantes como o ácido nítrico diluído até 5% em temperaturas de até 140 °C e até 95% de concentração em temperatura ambiente, possuindo taxa de corrosão de até 0,1 mm/ano. Outros resultados de laboratório indicam a seleção deste material para uso em meio como o ácido orgânico, moderadamente agressivo, denominado como acético (SILVA TELLES, 2003). Quantidade de 8 a 11% de níquel contido no aço AISI 304L auxilia este material a ser selecionado em meios moderadamente redutores, como o ácido fosfórico, onde em temperatura ambiente resiste a todas as concentrações, e em temperaturas até 100 °C com concentrações até 40%, possuindo taxa de corrosão de até 0,3 mm/ano (SILVA TELLES, 2003). Em meios altamente redutores este material não deve ser selecionado como, por exemplo, em ácido sulfúrico ou ácido hipoclorídrico diluído.

O aço 304L é o aço inoxidável com mais baixa tensão de escoamento entre os inoxidáveis austeníticos, com valor de no mínimo de 170 MPa de escoamento como identificado anteriormente no Capítulo 1 da Introdução através da Tabela 2.1. É conhecido que aços inoxidáveis de baixa resistência mecânica, que inicialmente possuem baixo limite de escoamento, muitas vezes

não são selecionados para aplicações estruturais, a não ser que estes sofram um processo de deformação como o de laminação a frio (KARJALAINEN, 2008). O trabalho mecânico a frio nos AIAs pode levar ao aumento da tensão de escoamento e da resistência a tração em detrimento da diminuição do alongamento. Na Figura 2.5 é mostrado como o trabalho a frio altera a resistência ao escoamento, à resistência a tração e o alongamento até a fratura para o aço AISI 304L.

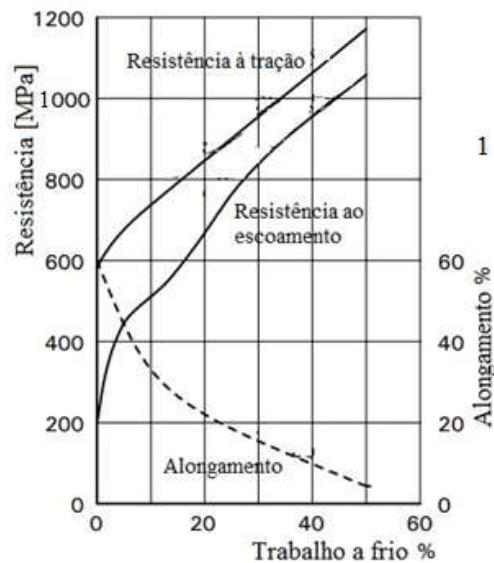


Figura 2.5 - Efeito do trabalho mecânico a frio no aço AISI 304L. (DESIGN MANUAL FOR STRUCTURAL STAINLESS STEEL, 2003)

Como esse material (AISI 304L) apresenta um ganho real de aumento de resistência em processos que envolvam qualquer trabalho mecânico a frio, menores espessuras de seção útil são suficientes para suportar um determinado carregamento mecânico, resultando em diminuição de peso, fator este muito importante para diversas aplicações em engenharia que entre elas está a automotiva. Entre os componentes fabricados em AISI 304L na indústria automotiva estão os tanques de combustível, sistemas de exaustão, carcaça para conversores catalíticos e turbocompressores, componentes estruturais como chassis para ônibus e caminhões, componentes estruturais de pára-choque e de colunas laterais frontais para carros e também racks para

bagagens, entre outros componentes. Técnicas de conformação a frio combinadas com a alta capacidade de conformação dos aços inoxidáveis austeníticos permitem a otimização de componentes estruturais em automóveis e outros veículos automotores com a consequente diminuição de peso.

Este material (304L) também apresenta diversas outras aplicações em engenharia como na indústria petroquímica e de óleo e gás, na indústria química como nos equipamentos de processamento de ácido nítrico, na indústria alimentícia como nos tanques de armazenamento de pasta de tomate, na indústria de fertilizantes como no armazenamento em tanques (STEELS PRODUCTS MANUAL - STAINLESS STEELS, 1999).

2.1.2 Aços inoxidáveis austeníticos da série AISI 200

O desenvolvimento dos AIs da série 200 começou no início dos anos de 1930. As primeiras análises químicas nesta época indicavam o hoje rotulado AISI 205, contendo o elemento níquel com quantidade próxima a 1% e promovendo a estabilização da estrutura austenítica com maiores quantidades dos elementos químicos manganês e nitrogênio. Os primeiros materiais desta classe de inoxidáveis a receber a especificação AISI foram os AIs 201 e 202, na metade da década de 1950, com quantidades de níquel variando de 4 a 6% em peso e com o elemento nitrogênio com valores menores que 0,25%. Estes materiais se tornaram mais populares na época devido à necessidade em se preservar o níquel durante a guerra da Coreia, pois este elemento era muito utilizado em aplicações militares (CHARLES, *et al.*, 2009). No final da década de 1950 o aço inoxidável AISI 214 com valores próximos a 2% de níquel e 0,35% de nitrogênio foi produzido. Na metade da década de 1960 surgiu tanto nos Estados Unidos da América como na Europa os aços inoxidáveis austeníticos ao manganês com adições de molibdênio visando à melhora na resistência à corrosão. Quase que simultaneamente os AIs com adição de cobre em conjunto ao manganês foram desenvolvidos e estes continham de 4 a 6% de Ni e baixos teores de nitrogênio, com valores em massa menores que 0,06% recebendo a designação AISI 211 e 203. Devido à escassez de níquel estas ligas se tornaram populares no início da década de 1970. O alto valor do

preço do níquel fez com que as empresas buscassem alternativas de desenvolvimento mais acessíveis para aumentar a competitividade, com isso, o processo em fusão em forno elétrico seguida de um tratamento por AOD (*Argon Oxygen Decarburizing*) ou VOD (*Vacuum Oxygen Decarburizing*) possibilitou um melhor controle do elemento nitrogênio em solução e com melhor custo efetivo total, o que facilitou a evolução da série dos AIs AISI 200 (CHARLES, *et al.*, 2009). Com a sequência da volatilidade do mercado de níquel no mundo a disponibilidade do elemento voltou a crescer e os preços conseqüentemente voltaram a cair. Por mais de 30 anos os inoxidáveis baseados na família AISI 300, tendo como o padrão o aço AISI 304, obtiveram um crescimento anual de 5 a 6%. Durante as décadas de 80 e 90, a série 200 ainda tinha aplicação marginal e fraca expressividade no mercado, apesar de apresentarem boa combinação de resistência mecânica e ductilidade (CHARLES, *et al.*, 2009). O século XXI apresenta um cenário diferente com novamente alta volatilidade no preço do níquel como foi o caso da metade para o final da primeira década deste século (2004-2007). Segundo OSHIMA e colaboradores (2007) a adição do elemento níquel nos AIs, tendo o aço AISI 304 como exemplo, representa o custo total de 40 a 45% no valor final desta liga. Novas ligas da classe dos AIs Fe-Cr-Mn-Ni-N foram desenvolvidas pelas grandes siderúrgicas ao redor do globo para serem utilizadas em aplicações variadas. Assim, com a pressão contínua para o corte de custos na indústria moderna e com o aumento do consumo de inoxidáveis, principalmente no mercado asiático, tendo a China como seu maior consumidor, tem resultado no desenvolvimento de aços inoxidáveis dos graus austeníticos com menores teores de níquel e cromo. O elemento manganês, de alguma forma, não parece ter o mesmo efeito do elemento químico níquel em atuar de forma a estabilizar a estrutura austenítica, desta forma é necessária uma maior quantidade deste elemento na composição química dos aços da série AISI 200. Em geral o elemento manganês é utilizado conjuntamente com o elemento nitrogênio e algumas vezes com o cobre de forma a facilitar a estabilização da estrutura austenítica (SIMMONS, 1995). Adições de cromo e manganês resultam em uma maior solubilidade para o elemento nitrogênio, ao contrário do elemento níquel, assim as ligas inoxidáveis austeníticas baseadas nos

elementos ferro-cromo-manganês possuem maior capacidade em solubilizar o elemento nitrogênio do que àquelas do sistema ferro-cromo-níquel (SIMMONS, 1995). SIMMONS em seu trabalho publicado (SIMMONS, 1995) cita outros pesquisadores enunciando a melhora que o elemento nitrogênio traz como elemento de liga em solução intersticial, como: Maior capacidade em aumentar a resistência mecânica e o endurecimento em solução sólida em relação ao carbono, possui também a capacidade de aumentar a resistência mecânica pelo efeito do tamanho de grão (Hall-Petch). A citar SCHINO e KENNY (2003) que estudaram o efeito do tamanho de grão em AIs com alto nitrogênio, e nesse estudo fizeram uma comparação entre dois aços inoxidáveis de mesmo grau, mas com quantidades diferentes de nitrogênio, chegaram a conclusão que o AIA com maior quantidade neste elemento apresentou maior resistência mecânica para tamanhos de grão idênticos. Baseando-se na relação de Hall-Petch ($\sigma_0 = \sigma_i + k\sqrt{D}$) os autores explicam que o elemento nitrogênio aumenta os valores de σ_i e k da respectiva equação, enfatizando como o valor de σ_i aumenta de uma forma linear com a distorção causada pelo aumento de nitrogênio na rede cristalina em solução sólida. O elemento nitrogênio é um forte estabilizador da estrutura austenítica o que possibilita diminuir a quantidade do elemento níquel em solução necessário para se estabilizar a mesma. O nitrogênio reduz a tendência da formação da fase ferrítica e das martensitas ϵ e α' (de estruturas hexagonal compacta (HCP) e CCC, respectivamente), induzidas por deformação. O nitrogênio tem uma menor tendência em se precipitar para um dado nível de endurecimento em solução do que o carbono, e por fim o mesmo tem um papel importante em elevar a resistência à corrosão das ligas inoxidáveis quando em solução (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994). Os inoxidáveis austeníticos, (Classe AISI 200) por conterem maiores quantidades de manganês e nitrogênio, em conjunto ao cromo, possuem propriedades mecânicas mais altas do que os AIs convencionais da série 300. Adições conjuntas de manganês e nitrogênio tem um efeito benéfico, pois aumentam a resistência mecânica em conjunto com a tenacidade dos aços inoxidáveis (KEMP *et al*, 1995). Algumas vezes chegando a valores 30% maiores em tensão de escoamento do que o aço AISI

304, o que de alguma forma conduz a uma diminuição de peso para qualquer tipo de projeto de equipamentos ou componentes fabricados com estes materiais (NEW 200 SERIES STEELS, 2005). A produção convencional dos aços inoxidáveis não permite a adição do elemento nitrogênio em maiores proporções devido, principalmente, a baixa solubilidade deste elemento no aço líquido e na fase delta da ferrita. A adição de até 0,4% em massa do elemento nitrogênio pode ser obtida na siderurgia convencional. Em geral, os processos de fabricação para o desenvolvimento de aços inoxidáveis com alto nitrogênio requerem a utilização de altas pressões e capacidade instalada de maior custo em aciarias. O fator limitante na produção destas ligas inoxidáveis está na dificuldade em se manter o nitrogênio em solução durante a etapa de solidificação. A composição química tem fator chave neste processo, pois é através desta que se controla a sequência de solidificação e o controle da solubilidade do nitrogênio em cada liga. Conjuntamente a composição da liga, a pressão parcial de nitrogênio na atmosfera do aço líquido e o controle da temperatura do banho são fundamentais. No processo PESR (*Pressure Electro Slag Remelting*) a adição do elemento nitrogênio é feito via carga de ferro liga, rica neste elemento, em um banho líquido. A atmosfera do banho é controlada utilizando-se uma alta pressão de nitrogênio sem que haja transferência de massa desta para o respectivo banho. A escória utilizada tem a capacidade de não absorver o nitrogênio, garantindo a presença deste no aço líquido. A consequente pressão de nitrogênio na atmosfera favorece que o elemento fique retido no aço líquido durante a solidificação (BALACHANDRAN *et al.*, 2000). Os aços AISI 200 que têm alto nitrogênio apresentam resistência mecânica superior e são mais difíceis de conformar, o que pode resultar em maiores custos de fabricação. Inoxidáveis menos resistentes mecanicamente como os da série 300 apresentam, muitas vezes, melhores características para a estampagem profunda.

A primeira década do novo século 21 já presenciou grande volatilidade do mercado de '*commodities*' com variações significativas no preço do níquel em conjunto com o aumento acelerado do consumo de aços inoxidáveis pela China no seu processo de crescimento econômico e desenvolvimento tecnológico. A contínua pressão em cortar custos, especialmente vinda do mercado asiático,

resultou no desenvolvimento de graus austeníticos com menores quantidades dos elementos níquel e cromo que não estão especificadas por padrões internacionais ou normas consolidadas. Muitas ligas inoxidáveis baseadas no sistema ferro-cromo-manganês são especificadas pelas companhias produtoras e identificadas simplesmente pelo título dado pelos seus fabricantes. Existem casos de pequenos produtores que usam métodos de fabricação inferiores resultando em graus austeníticos ferro-cromo-manganês com alta quantidade de enxofre e carbono residuais. Tais quantidades prejudicam muito a qualidade destes aços inoxidáveis, principalmente quando nos referirmos à resistência à corrosão e a soldabilidade. Muitas destas novas ligas produzidas contêm menos cromo do que a liga AISI 304 tradicional, conseqüentemente mostram maior susceptibilidade a todas as formas de corrosão. Os novos inoxidáveis austeníticos da família ferro-cromo-manganês são frequentemente referenciados de acordo com a sua percentagem de níquel em solução, sendo denominados como “4% Ni” e “1% Ni”. De uma forma geral a seleção de materiais que visa principalmente resistência à corrosão não é o objetivo da série 200 dos inoxidáveis austeníticos, a sua aplicação é justificável quando se tem como fim resistência mecânica aliada a um custo menor. Estes novos materiais não classificados em normas tradicionais apresentam ainda maior susceptibilidade à corrosão intergranular e as formas de corrosão localizadas. Desta maneira não podem ser utilizadas em substituição as ligas da série 300.

Os aços inoxidáveis austeníticos da série 200 podem vir adicionados da nomenclatura “L” que se refere ao aço com menor teor de carbono, enquanto “L(N)” refere-se ao aço com menor teor de carbono e maior teor de nitrogênio, como é o caso do aço ASTM 201LN, objeto de estudo neste trabalho.

O manganês como um elemento chave nos aços inoxidáveis austeníticos da série 200 tem um papel também interessante na cinética da sensitização. Este elemento muito importante nas soldas completamente austeníticas (ambientes altamente corrosivos ou aplicações criogênicas) é adicionado em maiores quantidades nos eletrodos consumíveis com baixa quantidade de enxofre e fósforo (PERTENECER *et al.*, 1990). A relação Mn/S se mantém alta, dificultando a ocorrência de trincas de solidificação no metal de solda em

conjunto com um procedimento de soldagem que minimize o nível de tensões na união soldada. Este elemento (manganês) reduz a atividade do carbono e aumenta a sua solubilidade. A precipitação dos carbonetos é desacelerada o que resulta em um elemento em solução que inibe a precipitação dos carbonetos (PARVATHAVARTHINI, DAYAL, 2002).

A região próxima à precipitação dos carbonetos de cromo em contorno de grão, quando sensibilizado, está devidamente empobrecida neste elemento, resultando em uma austenita muito instável e propícia à transformação martensítica (LO *et al.*, 2011). Portanto, em um aço sensibilizado, a austenita próxima ao contorno de grão está mais susceptível a transformação martensítica (transformação induzida por sensibilização) e ao ataque por corrosão intergranular. A sensibilização dos aços inoxidáveis austeníticos recozidos leva a uma pequena perda de tenacidade em baixas temperaturas, sendo o grau da mudança de tenacidade associado a quantidade carbonetos de cromo precipitados. Um dos aços em estudo nesta tese de doutorado é o aço ASTM 201LN onde o mesmo tem uma quantidade de carbono máxima em solução de 0,03% em massa, o que o favorece para aplicações em baixas temperaturas em seções soldadas. Para os aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis a precipitação transgranular de carbonetos é facilitada pela martensita induzida por deformação e pelos contornos das ripas de martensita (STAUDHAMMER, MURR, HECKER, 1983).

O aço 201LN é uma liga resistente à corrosão em meios moderadamente corrosivos, este material vem sendo selecionado para aplicações onde o aço AISI 301 tem se mostrado satisfatório e vem sendo um material substituto ao aço 304L em uma variedade de meios pouco corrosivos. O elemento níquel domina o custo dos aços inoxidáveis austeníticos, mas ao mesmo tempo não domina a resistência à corrosão localizada. Tradicionalmente a resistência à corrosão localizada, tal como a corrosão por *pitting*, em meios aquosos contendo soluções com cloretos, é descrita como sendo controlada pelos números de equivalência à resistência ao *pitting*, denominado PREN (*pitting resistant equivalent number*) ($PREN = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N$). Nesta avaliação tradicional da resistência à corrosão localizada o níquel nem mesmo figura na equação do PREN. O níquel em sua grande parte é utilizado para transformar a

estrutura cristalina das ligas inoxidáveis em cúbica de face centrada, apesar de alguns pesquisadores afirmarem que o níquel atuará não na resistência a iniciação da corrosão, mas sim na taxa de crescimento da corrosão por frestas. Outra observação paralela é que este elemento quando adicionado nos AIAs pode reduzir a taxa de corrosão em meios ácidos à quente (SPEIDEL, 2006). A maior base de dados, até o momento, relacionando o tipo e a quantidade dos elementos de liga em solução nos AIAs para com a resistência a corrosão localizada, em soluções contendo cloretos, é a referente a Equação 2-1, designada de MARC (*Measure to Alloying for Resistance to Corrosion*). Esta equação é o resultado do somatório dos elementos químicos em seu percentual em massa multiplicado por constantes relativas a cada elemento da equação em questão. Por definição, esta equação se aplica somente aos elementos que estiverem em solução sólida o que destaca o papel benéfico do carbono, nitrogênio e o papel negativo do níquel e manganês na respectiva equação.

$$\text{MARC} = \%Cr + 3.3\text{Mo} + 20\text{N} + 20\text{C} - 0.5\text{Mn} - 0.5\text{Ni}$$

Equação 2-1

Segundo SPEIDEL (2006), sendo auxiliado por outros pesquisadores os quais fazem referência a equação de MARC, que a mesma vem sendo aplicada com sucesso em austenitas ricas em cromo e níquel, assim como em austenitas ricas em carbono. Os pesquisadores afirmam que esta equação pode ser superior a fórmula do PREN para aços altamente ligados com alta quantidade de nitrogênio.

Como os elementos níquel e molibdênio sofrem grande variação de custo no mercado de *commodities*, tendo a variação do preço do níquel oscilado quatro vezes mais o seu custo real, entre 1998 a 2006, conjuntamente com o molibdênio que chegou a uma variação de dez vezes neste mesmo intervalo de tempo, esses elementos de liga, atuando juntos ou separadamente, oneram muito o custo de aços inoxidáveis que fundamentalmente dependem destes elementos. A tonelada do níquel em meados de 2006 chegou a custar o valor

de vinte e cinco mil dólares enquanto o molibdênio chegou a valores de noventa mil dólares a tonelada, neste mesmo ano de 2006 (SPEIDEL, 2006). Por conseguinte, a maneira mais econômica de se elevar a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos típicos é o aumento nas adições de nitrogênio e cromo em solução. O papel do nitrogênio na corrosão generalizada ainda não é de consenso entre os pesquisadores, enquanto o seu papel na corrosão localizada já é profundamente confirmado no corpo da literatura. SPEIDEL (1989) inferiu o aumento do potencial crítico de pite de forma linear com o aumento da quantidade de nitrogênio em solução, o que mostra o seu efeito benéfico com respeito à corrosão localizada. O nitrogênio ainda tem um papel muito importante como um elemento em solução sólida para aumento da resistência, apresenta um efeito benéfico na tenacidade à fratura, na resistência a fadiga e na fluência (SAEDIPOUR *et al*, 2012). Os aços inoxidáveis Fe-Cr-Mn e Fe-Cr-Mn-Ni-N são inferiores em resistência à corrosão generalizada em relação aos aços da série 300 quando expostos a meios redutores, tendo o manganês um papel não benéfico (KEMP, BENNEKON, ROBINSON, 1995). Os aços inoxidáveis austeníticos Fe-Cr-Mn-Ni-N (AISI série 200) tem resistência à corrosão que corresponde aqueles da série AISI 300 durante a exposição atmosférica e sob condições oxidantes (KEMP, BENNEKON, ROBINSON, 1995).

2.2 Transformação martensítica

O nome martensita originou-se de uma homenagem ao famoso cientista e metalógrafo alemão Adolf Martens. Esta denominação foi usada originalmente para descrever um constituinte de alta dureza nos aços temperados. Muitos outros materiais conhecidos, além dos aços, também exibem um mesmo tipo de transformação de fase de estado sólido denominada como transformação martensítica. A fase martensita ocorre, por exemplo, em ligas ferrosas e não ferrosas, em compostos inorgânicos, em cerâmicas, em gases solidificados, em metais puros, em minerais e polímeros, mas é nos sistemas metálicos que esta fase assume a maior importância tecnológica. Desenvolvimentos relativamente recentes e importantes em transformação martensítica de aços incluem a dos aços maraging (martensita endurecida por precipitação), a dos aços *TRIP* do

inglês, *Transformation Induced Plasticity* (plasticidade induzindo transformação), a dos aços *ausforming* (austenita deformada plasticamente para posterior tratamento térmico por têmpera) e a dos aços *dual phase* (microestrutura de ferrita com ilhas de martensita obtida por têmpera a partir do campo intercrítico de estabilidade da austenita e ferrita). No caso da martensita em aços mais convencionais, a taxa de resfriamento é tal que a maioria dos átomos de carbono em solução na estrutura cúbica de face centrada do ferro γ permanece em solução em uma estrutura cristalina semelhante à fase cúbica de corpo centrado do ferro α , no entanto em função do teor de carbono deforma seus eixos resultando numa estrutura tetragonal de corpo centrado, que se origina de um processo não difusional (PORTER EASTERLING, 1992).

Quando a temperatura de um metal capaz de sofrer transformação martensítica é reduzida, o mesmo passa por uma temperatura de equilíbrio que separa os intervalos de estabilidade das duas diferentes fases. Abaixo desta temperatura, a energia livre da fase martensítica diminui em relação à fase estável em alta temperatura. Esta variação de energia livre é a principal força motriz para a reação martensítica (REED HILL, 1973) (NISHIYAMA, 1978). Portanto a reação $\gamma \rightarrow \alpha'$ só acontecerá se a amostra ou o metal for resfriado até uma temperatura particular abaixo da temperatura de equilíbrio (temperatura que a diferença de energia livre entre a austenita e martensita de mesma composição é zero). A força motriz para a nucleação da martensita na temperatura denominada de M_i é dada pela Equação 2-2.

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'} = \Delta H^{\gamma \rightarrow \alpha'} (T_0 - M_i) / T_0$$

Equação 2-2

Na Equação 2-2 T_0 é a temperatura na qual a energia livre (G) da fase ferro γ se iguala a da fase α' . M_i é a temperatura onde as primeiras plaquetas de martensita se formam. Nesta temperatura (M_i) a energia livre de Gibbs é menor para a fase α' em relação à fase ferro γ e ΔH é a variação de entalpia referente à mudança de fase. A temperatura M_i de certa forma está associada com uma

quantidade de força motriz necessária para as transformações adifusionais da fase ferro γ para a fase α' . A temperatura denominada de M_f (término da formação da martensita) corresponde a temperatura abaixo da qual não existe um aumento da quantidade de fase martensítica com qualquer resfriamento subsequente. Na prática, o alcance da temperatura M_f pode não representar o 100% de martensita na estrutura, pois alguma austenita retida residual pode permanecer na estrutura mesmo em temperaturas abaixo de M_f . Por conveniência M_f é frequentemente definida como a temperatura onde 95% da transformação martensítica está completa (BHADESHIA, HONEYCOMBE, 2006).

A mudança de fase em uma transformação martensítica ocorre pela movimentação da interface que separa a fase matriz da fase produto. Quando a interface se move, os átomos da fase matriz se realinham no reticulado da fase martensítica. A interface entre a martensita e a fase que a originou (fase mãe) devem ter uma estrutura consistente com o fenômeno adifusional e com a rápida taxa de crescimento da mesma. A interface possui mobilidade e não necessita de ativação térmica significativa para se mover devendo a mesma ser do tipo coerente ou semicoerente, o que dependerá da cristalografia particular do material que está sofrendo a transformação. Ambas interfaces apresentam a característica de serem móveis com a capacidade de sofrer deslizamento (REED HILL, 1973);(DAS *et al.*, 2010). Os realinhamentos atômicos que ocorrem na movimentação da interface associado às reações martensíticas produzem deformação na forma (*shape*) do mesmo modo que na maclagem mecânica. Como o novo reticulado tem uma simetria diferente do reticulado da fase matriz a deformação é necessariamente mais complexa. A distorção na maclagem mecânica ocorre por um cisalhamento simples paralelo ao plano de maclação ou ao plano de simetria entre a macla e o cristal da matriz. O plano de maclação é um plano não distorcido, ou seja, todas as direções nesse plano permanecem inalteradas pela maclação. O plano de hábito ou o plano onde as plaquetas de martensita se formam é um plano macroscopicamente invariante, admitido também como um plano não distorcido, no qual dois vetores quaisquer sobre ele mantêm sua intensidade e orientação relativa constantes durante o avanço da transformação. Este plano de hábito é a denominação

para o plano macroscopicamente invariante que pertence à interface da martensita com a fase mãe que a originou.

A deformação macroscópica que ocorre na formação de uma plaqueta de martensita parece ser um cisalhamento paralelo ao plano de hábito, associado a uma deformação por tração ou compressão simples (uniaxial), perpendicular ao mesmo plano de hábito (REED HILL, 1973). Estas deformações perpendiculares ao plano de hábito são consideradas como deformações de dilatação e são muito menores que a componente cisalhante o que resulta em uma menor influência, sendo o efeito total da tensão aplicada dominado pela tensão cisalhante. (PATEL, COHEN, 1953). Na Figura 2.6 tem-se uma representação que faz uma distinção entre um cisalhamento simples e uma deformação plano invariante geral

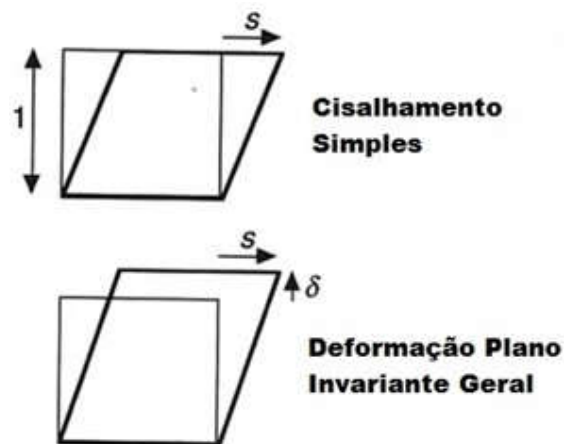


Figura 2.6 - Ilustração de um cisalhamento simples para uma deformação no plano invariante de um modo geral. S é a componente da deformação cisalhante ao passo que δ é a componente de dilatação da deformação. A deformação de dilatação define a mudança volumétrica da transformação (LAUGHLIN, 2014).

A teoria de Bain possibilitou o entendimento de como uma estrutura cúbica de faces centradas (austenita) se transforma em uma estrutura cúbica de corpo centrado ou em uma estrutura tetragonal de corpo centrado, ambas relacionadas à fase martensítica através de um movimento cooperativo dos

átomos. Esta teoria foi adotada devido a demonstração teórica da transformação martensítica ocorrer por um movimento atômico mínimo. Posteriormente pesquisadores como Kurdjumov, Sachs e Nishiyama determinaram experimentalmente as relações de orientação entre a austenita e martensita (NISHIYAMA, 1978), (WAYMAN & BADESHIA, 1996). As relações de orientação encontradas são: $(111) \parallel (011)$ e $[101] \parallel [111]$ (Kurdjumov e Sachs) e $(111) \parallel (011)$ e $[110] \parallel [101]$ (Nishiyama-Wasserman).

Estes pesquisadores também determinaram os planos de hábito (planos invariantes) para a liga Fe-Ni como sendo $\{225\}$ (Nishiyama-Wasserman) e para o aço carbono como sendo $\{259\}$ (Kurdjumov e Sachs). Estas descobertas indicaram que a teoria de Bain não estava totalmente correta para a transformação martensítica, pois a distorção de Bain não previa planos invariantes. Apesar da transformação de Bain corretamente transformar a estrutura austenítica em martensita a mesma necessita de uma rotação de corpo rígido apropriada que conduza relações corretas de orientação entre a fase mãe e a fase produto. Assim a deformação combinada do reticulado (deformação de Bain + rotação de corpo rígido) é uma deformação linha invariante que resulta em uma linha única não rotacionada e não distorcida. Esta linha pertence à interface entre a fase mãe e a fase martensítica permitindo que a estrutura interfacial seja semicoerente e móvel (capacidade de deslizamento). O formato correto da estrutura das placas de martensita pode ser caracterizado por uma martensita com interface internamente maclada ou interface internamente deslizada. Embora existam distorções localizadas na interface, o efeito “dente de serra” devido às maclas alternadas ou as lamelas de escorregamento previnem a acumulação de qualquer deformação na interface sobre grandes distâncias (LAUGHLIN, 2014).

A formação da martensita, por meio da observação por microscopia a partir de micrografias, parece ser um processo aleatório e a maneira como se desenvolve é esquematicamente mostrado na Figura 2.7. A fase martensítica tem formato frequentemente lenticular abrangendo o diâmetro do grão inteiro. A fração volumétrica da fase martensítica cresce de (a) para (b) como mostrado na Figura 2.7 através de uma transformação sistemática da austenita remanescente entre as placas de martensita já formadas. A transformação

martensítica é nucleada heterogeneamente, preferencialmente em contornos de grão e/ou defeitos. O posterior crescimento é rápido, da ordem de grandeza de 1/3 da velocidade de propagação do som no metal (NISHIYAMA, 1978). Importante enfatizar que nem todo o crescimento da estrutura martensítica é rápido, embora nos aços esse crescimento possa ser da ordem de grandeza mencionada, em algumas ligas o crescimento da transformação martensítica pode ser extremamente lento e acompanhado por microscópio (NISHIYAMA, 1978).

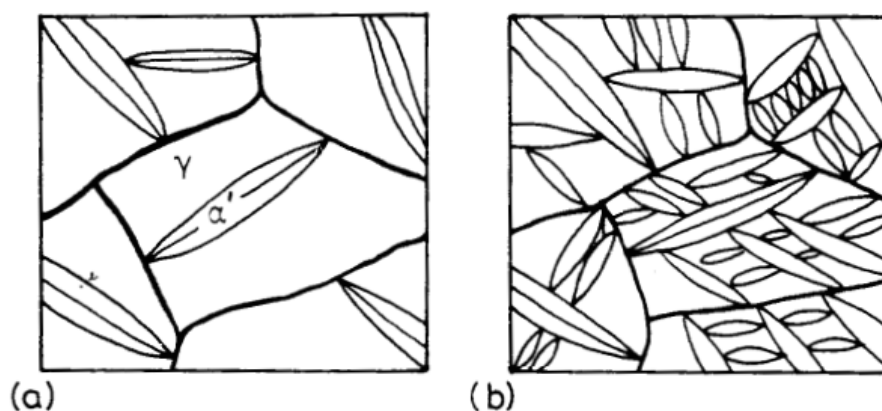


Figura 2.7 – Crescimento da martensita α' com a subsequente diminuição da temperatura abaixo de M_i . O aumento do resfriamento cresce da letra (a) para a letra (b) (PORTER EASTERLING, 1992).

Quando as placas de martensita encontram a superfície de uma amostra polida metalograficamente observa-se uma inclinação da superfície, o que revela possíveis deformações elásticas associadas ao aparecimento destas placas. Observações mostram que as regiões transformadas são coerentes com a austenita remanescente, significando que as intersecções das placas, de formatos lenticulares, com a superfície não resultam em qualquer descontinuidade. Portanto, as linhas sobre a superfície polida são deslocadas como mostra a Figura 2.8, mas estas permanecem contínuas após a transformação.

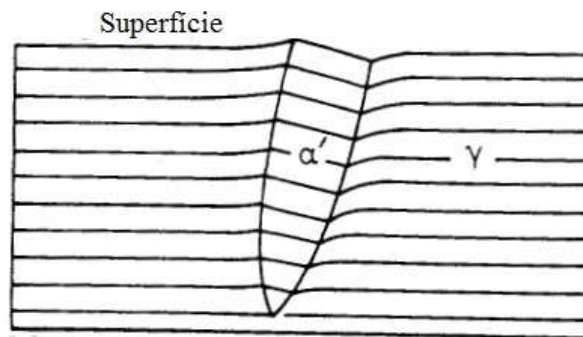


Figura 2.8 – Ilustração de como a placa de martensita permanece macroscopicamente coerente com a austenita em sua vizinhança e também com a superfície a qual intercepta (PORTER EASTERLING, 1992).

Uma das principais características dos cristais de martensita é que estes possuem muitas imperfeições no seu reticulado. Ao sofrer o processo de transformação martensítica a matriz no entorno do reticulado da martensita acaba por restringir a mudança de formato da reação, gerando tensões que se opõem a essa alteração da forma. Deformações elásticas não são suficientes para aliviar estas tensões e, por conseguinte a região em transformação sofre uma considerável quantidade de deformação plástica de modo a minimizar o efeito da mudança de forma, o que ocorre na maioria dos casos. Embora a deformação plástica possa ocorrer na matriz a sua volta, ela ocorre mais facilmente na martensita durante a transformação. Quando a acomodação das deformações no entorno do reticulado da martensita são de origem apenas elásticas a transformação martensítica terá característica termoelástica.

Nas ligas metálicas cujo elemento ferro está em maior concentração é reconhecido que a transformação martensítica é obtida por uma deformação homogênea do reticulado original da austenita em uma martensita com reticulado cúbico de corpo centrado, válido para as ligas com baixo teor de intersticiais, ou com a estrutura tetragonal de corpo centrado quando a liga apresenta maiores concentrações destes.

A transformação martensítica pode ser classificada com três diferentes tipos de cinética sendo elas: a do tipo atérmica, a isotérmica e a induzida por tensão/deformação (GUIMARÃES, 1981). Na martensita atérmica o início da

reação é função exclusiva da taxa de resfriamento de modo que a reação ocorra a partir de determinada temperatura, denominada temperatura de início da transformação martensítica (Temperatura M_i). Na transformação martensítica isotérmica a reação é dependente da temperatura onde a reação prossegue dependendo do tempo. Por final, na reação martensítica induzida por deformação, a formação da estrutura martensítica ocorre mesmo em temperaturas superiores a M_i , através de um carregamento externo aplicado.

Desta forma, a transformação martensítica pode ser definida como uma transformação de fase no estado sólido ausente de difusão, resultante de um movimento coordenado e/ou cooperativo entre os átomos da fase matriz, inferior ao parâmetro de célula unitária e que mantém uma estreita correspondência de reticulado entre a fase matriz e a fase resultante, porém, agora, com nova estrutura cristalina.

As principais características da transformação martensítica, são:

- A composição química da fase martensítica é a mesma da fase matriz austenítica;
- A transformação é acompanhada por uma variação dimensional ou, sobre superfícies polidas, pelo aparecimento de relevo;
- Todo cristal de martensita possui um plano de hábito específico;
- Existe uma relação de orientação cristalográfica particular entre a fase austenítica e a martensítica.

A reação martensítica pode ser considerada como uma mudança estrutural de estado sólido de primeira ordem a qual é displaciva, ausente de difusão e dominada cinética e morfologicamente pela energia de deformação que surge dos deslocamentos tipo cisalhantes. Este conjunto de três características é considerado ser necessário e suficiente para se definir a transformação martensítica (COHEN, WAYMAN, 1981).

2.3 Efeito TRIP

De acordo com a composição química de alguns aços inoxidáveis austeníticos estes podem apresentar esta característica particular: Transformação de fase induzida por plasticidade, denominado como efeito TRIP. Como o crescimento da martensita causa uma mudança de forma é de fato natural esperar que esta transformação seja influenciada por uma tensão aplicada externamente. A mudança de fase em um material livre de tensões é normalmente iniciada por tratamento térmico, quando a fase mãe passa por uma temperatura de transformação de equilíbrio. Com a aplicação de tensão em condições isotérmicas, a iniciação da transformação pode ocorrer em circunstâncias onde a mesma de outra forma não aconteceria.

A interação de uma tensão aplicada externamente pode manifestar-se sob duas maneiras:

- Esta pode alterar a força motriz para a transformação.
- Esta pode mudar a aparência da microestrutura por favorecer a formação de variantes que melhor agem em conformidade com a tensão aplicada. De acordo com Houbaert e colaboradores (HOUBAERT *et al*, 2003) a transformação martensítica é fortemente influenciada pela tensão, a qual privilegia a nucleação e crescimento de produtos com uma orientação favorável. Este fenômeno é conhecido como seleção de variantes.

Ambos os fatores descritos acima são ilustrados na Figura 2.9 em que uma amostra de grãos finos policristalina de austenita sofre carregamento mecânico em temperatura acima da temperatura M_i . Como observado na micrografia de letra (c) da mesma figura a quantidade de martensita obtida é vista variar diretamente com a magnitude da tensão aplicada quando comparamos com a micrografia ótica da letra (b) da região de magnitude de tensões mais baixas. A maioria das placas de martensita são instigadas a crescer de acordo com os planos que estão mais próximos do plano de tensão cisalhante máxima (45° para com o eixo de tração). A tensão causa um alinhamento das placas o que leva a uma microestrutura mais ordenada

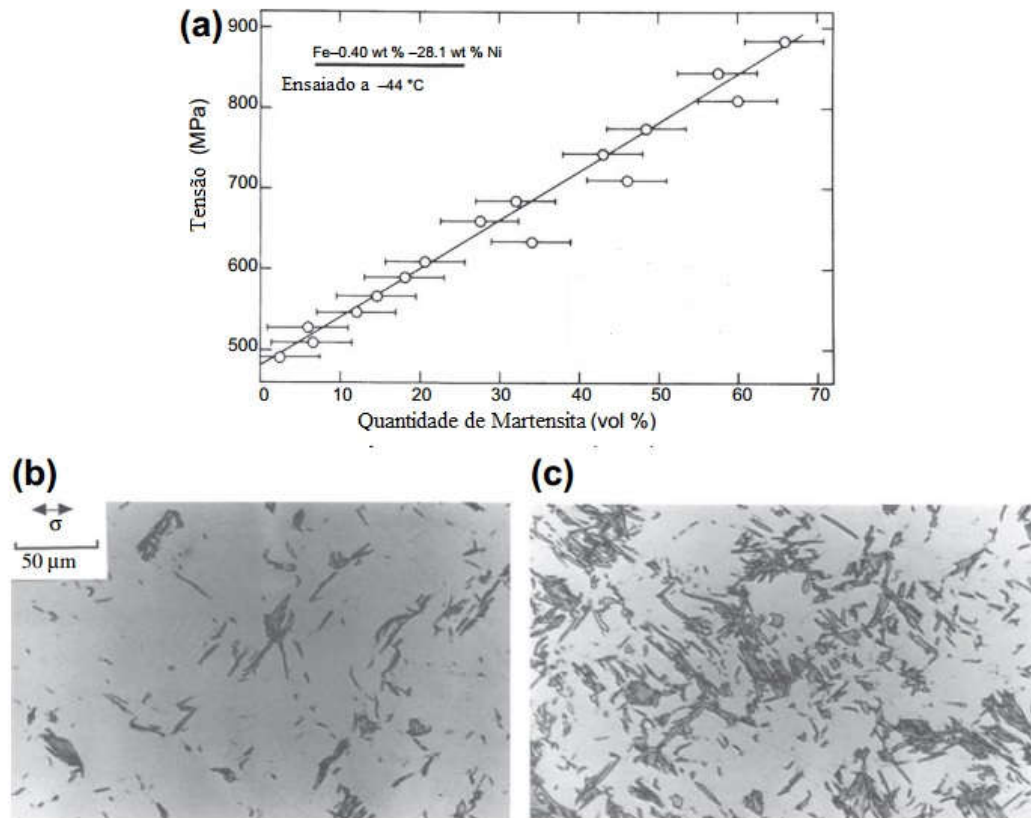


Figura 2.9 - Transformação martensítica resultante da aplicação de tensão em uma liga austenítica Fe-28Ni-0,4C, ensaiada em temperatura acima de M_i . (a) Fração volumétrica de martensita em função da magnitude de tensão aplicada. Micrografias ópticas das regiões de (b) baixa magnitude de tensão e (c) alta magnitude de tensão. A seta é indicativa da direção da tensão aplicada. (LAUGHLIN, 2014).

2.3.1 Bases do efeito TRIP

A estrutura cúbica de face centrada da maioria dos aços inoxidáveis austeníticos não é termodinamicamente estável em temperaturas próximas a temperatura ambiente. Portanto, tensões ou deformações podem induzir uma transformação de fase martensítica ausente de difusão aonde a fase austenítica metaestável vem a se transformar em uma fase martensítica termodinamicamente estável. A tensão manifesta-se no efeito TRIP como uma

força motriz mecânica cuja contribuição auxilia a força motriz química, onde esta é insuficiente para se iniciar a transformação a uma determinada temperatura acima da temperatura M_i . Na Figura 2.10 é mostrado esquematicamente a mudança de energia livre química da martensita e da austenita (fase mãe) com a temperatura. A temperatura em que a austenita e martensita se encontram em equilíbrio é designada como T_0 . A temperatura M_i é designada como a temperatura de início da transformação martensítica que é devida ao super-resfriamento imposto no material que apresenta a fase austenítica. A força motriz química crítica para a transformação martensítica é ilustrada por $\Delta G_{M_i}^{A \rightarrow M}$. Quando uma tensão é aplicada em um corpo ou material com estrutura austenítica metaestável na temperatura T_1 (entre M_i e T_0), a força motriz mecânica U , devido a tensão aplicada, é somada a força motriz química $\Delta G_{T_1}^{A \rightarrow M}$ conduzindo conseqüentemente a transformação martensítica. O somatório de U e $\Delta G_{T_1}^{A \rightarrow M}$ é igual a força motriz química ($\Delta G_{M_i}^{A \rightarrow M}$) que inicia a reação por meio do super resfriamento na temperatura M_i .

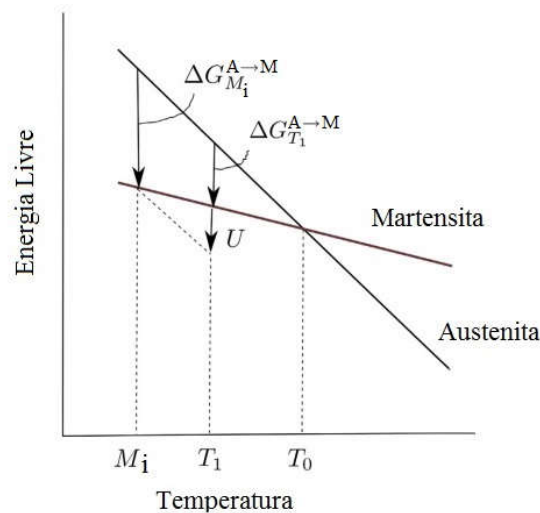


Figura 2.10 – Diagrama esquemático da variação da energia livre em função da temperatura para a transformação martensítica (WAYMAN, BADESHIA, 1996)

De uma forma geral a mudança de energia livre associada com a transformação martensítica é dada pela Equação 2-3, onde $\Delta G_{QA \rightarrow M}$ está

associado à mudança de energia livre química por unidade de volume da transformação da fase mãe para a fase martensítica, enquanto $\Delta G_{NQ}^{A \rightarrow M}$ é a energia livre não química que se opõe a transformação, consistindo da energia de deformação elástica e da energia superficial que se originam do processo da transformação de fase. A energia superficial tem uma parcela pequena desta contribuição, exceto no estágio inicial da nucleação, onde a razão superfície volume é alta, ao passo que a energia de deformação tem um papel substancial, que será dominante neste termo considerando a continuidade da transformação (WAYMAN & BADESHIA, 1996).

$$\Delta G^{A \rightarrow M} = \Delta G_Q^{A \rightarrow M} + \Delta G_{NQ}^{A \rightarrow M}$$

Equação 2-3

Para o entendimento do processo de transformação induzida por plasticidade é necessário entendermos a influência da tensão elástica e da deformação plástica neste processo. Como mostrado na Figura 2.11 a aplicação de uma tensão em uma temperatura T_1 que esteja entre M_i (temperatura de início da transformação martensítica) e M_i^σ pode induzir a nucleação de martensita. Observando a mesma figura, os pontos entre A e B estão localizados abaixo do patamar de escoamento da fase mãe austenítica. Este fenômeno é denominado de nucleação assistida por tensão, onde os sítios de nucleação são assistidos pela contribuição termodinâmica somada a força motriz relacionada à tensão aplicada. Quando a temperatura de início da transformação martensítica M_i é alcançada, somente a força motriz química necessária é utilizada para a transformação. Em temperaturas superiores a M_i , a força motriz química decresce linearmente com o aumento da temperatura. Assim para o gatilho da transformação acontecer é necessária uma força motriz de ordem mecânica, como uma tensão externa aplicada, para obtermos a transformação em temperaturas acima da M_i . A nucleação induzida por tensão requer tensões maiores a temperaturas maiores, em concordância com a inclinação da reta AB e este fato é observado experimentalmente (COHEN, WAYMAN, 1981; OLSON, COHEN, 1972). A transformação assistida por tensão ocorre antes de a deformação plástica ocorrer por multiplicação de

discordâncias ou por maclagem. Os embriões do produto da transformação assistida por tensão são os mesmos que ativam o produto da transformação martensítica induzida termicamente, com o auxílio das tensões mecânicas à força motriz termodinâmica, como explica HECKER e pesquisadores (HECKER *et al.*, 1982) citando o trabalho de PATEL e COHEN (1953).

Na temperatura designada como M_i^σ a tensão requerida para a nucleação atinge a resistência ao escoamento plástico da fase austenítica, e então novos sítios de nucleação são introduzidos por deformação plástica. Sob essas condições, as tensões para nucleação a uma temperatura acima de M_i^σ não segue ao longo da linha AB, mas ocorre seguindo a continuidade da linha BC, e a nucleação é denominada induzida por deformação plástica. A sigla M_d é a temperatura máxima na qual se forma a martensita induzida por deformação. Acima da temperatura M_d , a tensão aplicada, limitada pela tensão de escoamento da fase mãe a qual diminui com o aumento da temperatura, não pode fornecer força motriz mecânica suficiente para auxiliar a força motriz química e, portanto a transformação não pode mais ocorrer (OLSON, COHEN, 1972).

Olson e Cohen (1972) estabeleceram a distinção do comportamento abaixo e acima M_i^σ , estabelecendo os conceitos da transformação martensítica assistida por tensão e assistida por deformação. Assim a transformação assistida por tensão ocorre pela aplicação de um carregamento abaixo da tensão de escoamento da fase mãe, podendo resultar em escoamento através da transformação martensítica, ao passo que a transformação assistida por deformação ocorre após o escoamento plástico desta mesma fase mãe em temperaturas mais altas. Observa-se na Figura 2.11 que o segmento de linha BD apresenta a dependência da tensão de escoamento com a temperatura. A linha ABC designa as condições de tensão e de temperatura onde o efeito TRIP se inicia. Isso demonstra que a contribuição da transformação para a deformação plástica macroscópica é complexa e depende da fração volumétrica da martensita induzida mecanicamente, da magnitude da deformação bem como sua direção relativa à tensão aplicada (COHEN & WAYMAN, 1981).

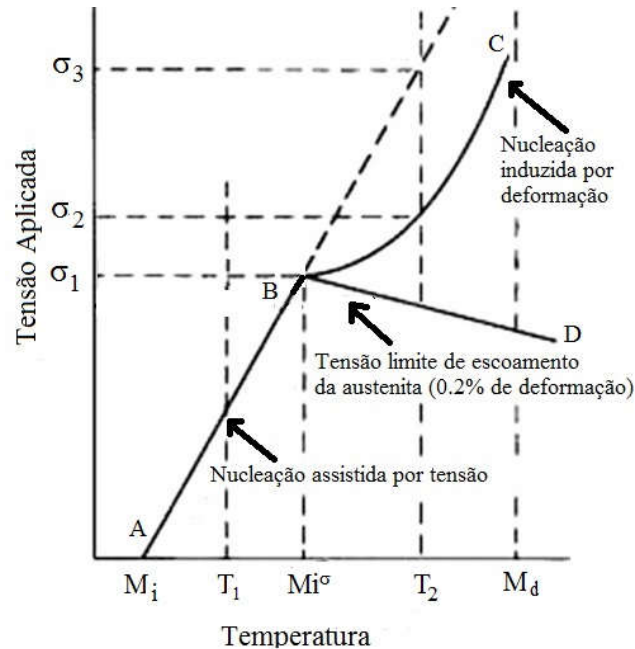


Figura 2.11 - Relação tensão *versus* temperatura e influência da tensão elástica e deformação plástica no efeito TRIP (COHEN, WAYMAN, 1981).

As temperaturas M_i e M_d podem ser estimadas através de equações empíricas baseadas em composição química, como a exemplo de M_i na Equação 2-4 (BEHJATI, 2013; HEDAYATI et al, 2010). Esta equação foi proposta por Eichelmann e Hull (1953), a qual revela que os elementos substitucionais Cr e Ni têm um efeito moderado em se abaixar a M_i quando comparado ao efeito extremamente forte dos elementos intersticiais carbono e nitrogênio. Esta temperatura é afetada por muitos fatores além da composição química da liga, como tamanho de grão, defeitos estruturais, estado de tensões, martensita pré-existente na microestrutura, etc (BEHJATI, 2013; HEDAYATI et al, 2010).

$$M_i(^{\circ}\text{C}) = 1305 - 1665(\%C + \%N) - 28(\%Si) - 33(\%Mn) - 42(\%Cr) - 61(\%Ni)$$

Equação 2-4

Estima-se também a temperatura M_{d30} , que pode ser definida como a temperatura na qual 50% de martensita é produzida após 30% de deformação

verdadeira, sendo esta inferior à temperatura M_d . Convencionou-se a temperatura M_{d30} , pois na prática é muito difícil determinar a temperatura M_d . Uma de suas representações mais comuns

Equação 2-5) foi estabelecida por ANGEL (1954) e posteriormente modificada por NOHARA (1977) (Equação 2-6) com o acréscimo da contribuição do tamanho de grão ASTM (TG) (BEHJATI *et al*, 2013).

$$M_{d30}(^{\circ}\text{C}) - \text{ANGEL} = 413 - 462(\%C + \%N) - 9,2(\%Si) - 8,1(\%Mn) - 9,5(\%Ni) - 18,5(\%Mo).$$

Equação 2-5

$$M_{d30} (^{\circ}\text{C}) - \text{NOHARA} = 551 - 462(\%C + \%N) - 9,2(\%Si) - 8,1(\%Mn) - 13,7(\%Cr) - 29(\%Ni + \%Cu) - 18,5(\%Mo) - 68(\%Nb) - 1,42(TG - 8).$$

Equação 2-6

A temperatura M_{d30} é uma boa medida da estabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis, sendo esta determinada pela composição química em percentagem mássica como mostram a

Equação 2-5 e a . Assim quanto maior a quantidade de elementos de liga maior será a estabilidade da estrutura. É digno de nota o forte efeito dos elementos intersticiais carbono e nitrogênio para com a estabilidade da austenita. Pequenas variações de composição química dentro de uma amostra ou região do material (segregação) podem conduzir a uma distribuição não homogênea de martensita (LICHTENFELD *et al.*, 2006). LICHTENFELD e pesquisadores (2006) encontraram valores de M_i e M_{d30} para diferentes aços inoxidáveis austeníticos da série 300.

Tabela 2.3 – Temperatura de transformação martensítica para alguns AIs da série 300 (LICHTENFELD *et al.*, 2006).

Temperatura de transformação	Referência	AISI 309	AISI 304L	AISI 301LN	AISI 304
$M_i(^{\circ}\text{C})$	Eichelmann e Hull	#	-135	87	-173
$M_{d30}(^{\circ}\text{C})$	Angel	-107	35	37	20

- Temperatura inexistente (resultado menor que -273°C).

Na Tabela 2.4 é apresentada a composição química dos aços 201 (HAMADA, *et al.*, 2015), 201L (HAMADA, *et al.*, 2013), 304 (DISCHINO & KENNY, 2002) e 304L (KUMAR & SHARMA, 2014), conforme designação dada pelos autores dos respectivos trabalhos.

Tabela 2.4 - Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos 201 (HAMADA, *et al.*, 2015), 201L (HAMADA, *et al.*, 2013), 304 (DISCHINO & KENNY, 2002) e 304L (KUMAR & SHARMA, 2014).

Aço	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	N
201	0,05	0,32	6,74	17,50	3,72	0,05	0,23	0,23
201L	0,03	0,28	7,40	17,00	3,70	0,01	0,05	0,20
304	0,06	0,02	0,33	18,40	8,60	0,11	-	0,02
304L	0,02	0,30	1,50	18,6	10,10	-	-	0,02

Calculando se os valores de M_i e M_{d30} , conforme a Equação 2.4 e a Equação 2.5 respectivamente, para os aços inoxidáveis presentes na Tabela 2.4 tem-se os seguintes resultados obtidos que são mostrados na Tabela 2.5.

Tabela 2.5 - Temperatura de transformação martensítica para os aços apresentados na Tabela 2.4.

Temperatura de transformação	Referência	201	201L	304	304L
$M_i(^{\circ}\text{C})$	Eichelmann e Hull	#	-269,7	-137	-216,8
$M_{d30}(^{\circ}\text{C})$	Angel	-49,9	-24	37,4	28,8

- Temperatura inexistente (resultado menor que -273°C).

Os valores mostrados na Tabela 2.5 identificam a maior estabilidade da estrutura austenítica para com os AIAs de grau 201 e 201L do que para os de grau 304 e 304L. Estes materiais (201 e 201L) são projetados metalurgicamente para manter uma maior estabilidade da estrutura austenítica mesmo em aplicações em temperaturas baixas quando comparados com os clássicos AIAs de grau 304 e 304L. Como também, em função dos valores inferiores de M_{d30} , revelam-se menos susceptíveis ao efeito TRIP.

Até o momento somente a fase martensítica α' tem sido abordada, mas de um modo geral os mesmos princípios termodinâmicos se aplicam a martensita ϵ . Trabalhos sobre a martensita ϵ são muito menos frequentes na literatura e a razão está muito mais relacionada com a menor quantidade volumétrica desta martensita nos AIAs. Esta martensita também é considerada de menor importância quando o assunto é propriedade mecânica. O trabalho de DAI *et al.*, (2004) identificou a temperatura M_i por meio de equações para ambas as transformações de fases relacionadas a transformação martensítica induzida por deformação (c.f.c \rightarrow c.c.c ; c.f.c \rightarrow h.c.p). As equações foram derivadas tendo como base a tensão cisalhante crítica resolvida, a energia de falha de empilhamento e a resistência da fase austenítica. Basicamente os efeitos dos elementos de liga sobre esses parâmetros podem ser resumidos considerando que a tensão cisalhante crítica resolvida para a transformação de fase é afetada pela energia de falha de empilhamento e pela resistência ao escoamento da austenita, portanto a tensão cisalhante crítica resolvida pode ser considerada como uma função dos elementos de liga. As relações

empíricas para M_i da martensita α' e da martensita ϵ são apresentadas na Equação 2-7 e

Equação 2-8.

$$M_i(K) = A_3 - 199.8(C+1.4N) - 17.9Ni - 21.7Mn - 6.8Cr - 45.0Si - 55.9Mo - 1.9(C+1.4N)(Mo+Cr+Mn) - 14.4[(Ni+Mn)(Cr+Mo+Al+Si)]^{-1/2} - 410$$

Equação 2-7

$$M_{i\epsilon}(K) = A_\epsilon - 710.5(C+1.4N) - 18.5Ni - 12.4Mn - 8.4Cr - 13.4Si - 1.6Mo - 22.7Al + 11.6(C+1.4N)(Mo+Cr+Mn) - 3.7[(Ni+Mn)(Cr+Mo+Al+Si)]^{-1/2} + 277$$

Equação 2-8

A_3 é a temperatura de transformação da austenita para martensita α' do ferro puro tendo o valor de 1185 K e A_ϵ é a temperatura de transformação fictícia da austenita para martensita ϵ tendo o valor de 390 K. Os elementos de liga são dados em percentagem mássica. Dai *et al.*, (2004) comparou os cálculos dos seus resultados com uma série de dados da literatura para o valor de M_i de ligas de Fe-Cr-Ni encontrando bons resultados.

A conclusão deste trabalho demonstra que estas equações podem ser aplicadas no projeto e controle microestrutural de aços inoxidáveis austeníticos que venham a ser conformados ou deformados através de solicitações mecânicas. Portanto foi verificado, por meio de cálculo e análise, que quando $M_i \gg M_{i\epsilon}$ a transformação de fase austenita para martensítica α' ocorreria. Quando $M_i \ll M_{i\epsilon}$ transformação de fase austenita para martensítica ϵ ocorreria. Quando M_i e $M_{i\epsilon}$ estiverem próximos em valores à reação de transformação $\gamma \rightarrow \epsilon + \alpha'$ ocorreria. Se o resultado do cálculo de M_i e $M_{i\epsilon}$ estiverem muito baixos e os valores calculados estiverem abaixo de zero grau Kelvin, mesmo sendo impossível de alcançar estes valores na prática, significa uma austenita extremamente estável onde não ocorreria transformação de fase induzida por deformação.

2.3.2 Fatores de influência na transformação martensítica induzida por plasticidade.

A austenita nos AIA's metaestáveis podem se transformar em dois diferentes tipos de martensita, a martensita ϵ (hexagonal compacta, HCP) e a martensita α' (cúbica de corpo centrado, CCC). A transformação direta $\gamma \rightarrow \epsilon$ causa uma contração volumétrica na estrutura da ordem de 1,12% enquanto a transformação direta $\gamma \rightarrow \alpha'$ causa uma expansão volumétrica da ordem de 2,57% (PADILHA, GUEDES, 2004). A ocorrência de α' e ϵ também dependem da composição do aço, particularmente da sua energia de falha de empilhamento (EFE), da quantidade, temperatura, do modo e taxa de deformação (LICHTENFELD *et al.*, 2006; PADILHA, GUEDES, 2004).

2.3.2.1 Influência da composição química

A composição química das ligas e aços altera a constituição das fases presentes em equilíbrio nestes materiais, assim como influencia no modo como as fases constituintes se formam. A composição do aço tem efeito determinante na ocorrência das martensitas formadas tanto pelo resfriamento como pela deformação. Várias equações empíricas foram obtidas por análise estatística tanto para $M_i(\alpha')$ e $M_{d30}(\alpha')$ em função da composição química de AIA's, como exemplificado na Equação 2-4 e

Equação 2-5. Os elementos intersticiais carbono e nitrogênio tem um efeito muito forte na estabilidade da austenita, portanto os aços de grau muito baixo carbono (*extra low carbon*), muito resistentes a sensitização, como o aço AISI 304L, são muito sensíveis ao fenômeno *TRIP*, ou seja, possuem um efeito *TRIP* facilitado. O trabalho de HIRAYAMA e OGIRIMA (1970) investigou a transformação martensítica em aços inoxidáveis Fe-Cr-Ni introduzindo termodinamicamente o conceito de níquel equivalente como um valor universal que indica a estabilidade da austenita com relação à composição química destes aços. Uma das principais conclusões obtidas nesse trabalho é que a taxa de transformação de fase (martensita) depende significativamente da composição química destes

materiais. Os elementos níquel, cromo e carbono têm um efeito relevante neste processo de transformação de fase. O mecanismo de formação da fase martensítica induzida por deformação foi estudado termodinamicamente e os resultados seguem exemplificados abaixo:

O níquel equivalente (Ni_{equ}) nos aços inoxidáveis do tipo Fe-Cr-Ni é expresso pela seguinte

Equação 2-9, na percentagem em massa destes elementos:

$$Ni_{equ} = \%Ni + 0,65\%Cr + 0,98\%Mo + 1,05\%Mn + 0,35\%Si + 12,6\%C$$

Equação 2-9

Uma relação entre a transformação de fase martensítica induzida por deformação assim como a martensita atérmica foram correlacionadas ao níquel equivalente.

Um aço inoxidável de base Fe-Cr-Ni laminado a frio com redução de 75% tem o mesmo efeito com relação à transformação martensítica do que a redução do níquel equivalente variando na faixa de 3 a 5 %. Neste caso a diferença na energia livre em temperatura ambiente entre a fase ferrítica e a fase austenítica tem um valor aproximado de 113 a 188 cal/mol.

A dedução matemática do trabalho realizado para a transformação martensítica induzida por deformação devido às tensões aplicadas no processo de laminação a frio se encontra no valor aproximado de 120 a 126 cal/mol ou num valor médio de 192 cal/mol quando tensões trativas ou compressivas são impostas. Estes valores estão de acordo com a mudança na diferença de energia livre acima calculada e sua relação com a variação da diminuição no níquel equivalente no intervalo proposto. Desta forma, sob tensões impostas, a energia livre armazenada para a ocorrência do fenômeno da transformação de fase induzida por deformação tem seu valor de trabalho, devido às deformações impostas, entre 120 a 192 cal/mol.

LEBEVEDEV e KOSARCHUK (2000) estudaram dois aços inoxidáveis austeníticos comerciais do tipo 18-10, denominados de A e B no presente trabalho, onde realizaram testes de tração uniaxial em diversas temperaturas

(293 K, 177 K e 77 K). Em temperatura ambiente (298 K) o aço A apresentou transformação de fase detectável em deformações relativamente baixas. Após a fratura, a maior quantidade de fase martensítica foi encontrada na região do pescoço do corpo de prova de tração, com valores de até 40% de martensita com deformações de engenharia da ordem de 55 a 60%. Na região de deformação uniforme do corpo de prova, quantidades de até 25% de martensita foram detectadas, com deformações de engenharia de no máximo 35%. O aço B, considerado o mais estável, nenhuma transformação martensítica foi observada até a fratura em temperatura ambiente (298 K). A diferença entre esses dois aços foi atribuída à composição química destas ligas. O cálculo do níquel equivalente para estes dois materiais foi de 22,46 % para o aço A e 26,73% para o aço B, confirmando que o menor valor de níquel equivalente para o aço A é uma evidência clara para a maior metaestabilidade com relação ao fenômeno da transformação martensítica. Os resultados do níquel equivalente para os dois materiais acima ficam na faixa de 3 a 5% de redução entre o aço B e o aço A, como indicada no trabalho HIRAYAMA E OGIRIMA (1970) o que denota a propensão da transformação de fase induzida por plasticidade do aço com menor teor de níquel equivalente em relação a grande estabilidade austenítica do aço B, com maior níquel equivalente. Assim uma diferença de 3 a 5 % entre eles se mostrou apreciável em se distinguir uma estrutura estável para outra metaestável.

TAKEMOTO e colaboradores (1990), mais recentemente, sugeriram uma alteração para a expressão matemática do níquel equivalente através da Equação 2.10.

$$Ni_{equ} = \%Ni + 0,6\%Mn + 0,18\%Cr + 9,69\%(C+\%N) - 0,11\%Si^2$$

Equação 2-10

Os índices que representam a estabilidade da fase austenítica com relação a transformação martensítica, como o M_{d30} (ANGEL, 1954, NOHARA *et al.*, 1977) e o Ni_{equ} (HIRAYAMA e OGIRIMA, 1970; TAKEMOTO *et al.*, 1990), se baseiam na composição química dos aços inoxidáveis e indicam que todos os

elementos pertencentes as equações favorecem a estabilidade da fase austenítica suprimindo a transformação martensítica. No presente trabalho de TAKEMOTO e colaboradores, estes pesquisadores revelam o papel do silício em diminuir a estabilidade austenítica, especialmente em quantidades mais elevadas do elemento químico. A discrepância com os resultados anteriores com relação ao índice de estabilidade da austenita (Ni_{equ}) é devido aos valores de silício, pois estes não passariam de 1 % em massa, nas ligas anteriormente estudadas. Valores de até 2 % de silício em solução sólida não afetaram fortemente a estabilidade da fase austenítica, ao contrário de valores maiores, como 4 a 5 % em massa nas ligas inoxidáveis austeníticas avaliadas no processo de laminação a frio por estes pesquisadores. Assim, o elemento silício acima de 2% em massa acabou por diminuir a energia de falha de empilhamento favorecendo uma estrutura de deformação planar resultando em maclas, martensita ϵ e α' .

2.3.2.2 Influência da energia da falha de empilhamento

A energia da falha de empilhamento é um defeito característico dos materiais cristalinos que é dependente da composição química e temperatura. Determinadas estruturas cristalinas podem ser obtidas por meio de empilhamentos de planos arranjados em uma determinada sequência regular tendo como exemplo as estruturas cristalinas hexagonal compacta e cúbica de faces centrada. Essas sequências regulares podem ser alteradas nos metais por deformação plástica ou por aglomerados de defeitos puntiformes criados pela irradiação do material por partículas pesadas de alta energia ou pelo processo de têmpera (PADILHA, 1997). Os aços inoxidáveis austeníticos possuem o sistema cristalino CFC onde o sistema de deslizamento atuante está associado a família de planos $\{111\}$ bem como à família de direções $\langle 110 \rangle$, denominado como sistema de escorregamento $\{111\}\langle 110 \rangle$, em que a família de planos apresenta a maior densidade atômica conjuntamente com a família de direções mais compactas ou super compactas. A sequência normal da família de planos $\{111\}$ da estrutura CFC pode ser obtida por meio do

empilhamento destes planos de máxima densidade atômica com notação usual do tipo A, B, C, sendo arranjados em uma sequência ou ordem regular do tipo ABCABCABC,... Existem normalmente três tipos de falha associadas a essa ordem regular de empilhamento (CAHN, HAAASEN, 1996) sendo elas: (1) a falha intrínseca, que corresponde à remoção de uma camada compacta de átomos, por exemplo, ABCACABCA (2) a falha extrínseca, que corresponde à inserção de uma camada compacta extra de átomos, como por exemplo, ABCACBCAB ou por outra perspectiva se duas falhas intrínsecas se sobrepusessem no empilhamento da família de planos $\{111\}$ e a (3) a falha de macla produzida na interface entre dois cristais perfeitos que estão em relação de macla. Na Figura 2.12 são ilustradas as três falhas ou erros de empilhamento típicos levando em conta a característica dos modelos de empilhamentos destes defeitos.



Figura 2.12 – Vista planar das posições atômicas e sequências de empilhamento para: (a) cristal CFC perfeito; (b) falha intrínseca; (c) falha extrínseca; (d) falha de macla; (e) cristal de macla. (CAHN, HAAASEN, 1996).

Portanto, mesmo uma falha de empilhamento simples (intrínseca) tem uma camada muito fina de fase cristalina hexagonal compacta (BCBC) a qual pode ser considerada como um núcleo de martensita ϵ (BROOKS, LORETTO, SMALLMAN, 1979). Uma estrutura com alta densidade de defeitos é normalmente observada em aços com fenômeno *TRIP* que contém a martensita ϵ . Segundo MARTIN *et al* (2011) a relação entre a presença da martensita ϵ e a presença de falhas de empilhamento foi primeiramente apontada por Otte (1957). A martensita ϵ perfeita cresce se falhas de

empilhamento intrínsecas se sobrepõem com regularidade sobre toda a família de planos secundários {111} (BROOKS, LORETTO, SMALLMAN, 1979).

A possibilidade da formação das falhas de empilhamento em soluções sólidas metálicas vem possibilitando o entendimento de muitas propriedades de ligas, aços e demais materiais com estrutura cristalina CFC e HC. Fenômenos como os de mudança na resistividade elétrica, endurecimento por trabalho a frio (encruamento, deformação induzindo plasticidade), recristalização, fluência, textura na deformação, cristalografia da transformação de fases, corrosão (corrosão sob tensão), morfologia de fase, entre outros, têm sido correlacionados com a presença do defeito da falha de empilhamento e com a respectiva energia desta falha (CAHN, HAAASEN, 1996).

A estrutura CFC é arranjada em uma sequência ou ordem regular do tipo ABCABCABC como escrito anteriormente. A passagem de uma discordância por um plano deste tipo causa deformação plástica, como mostrado na Figura 2.13.

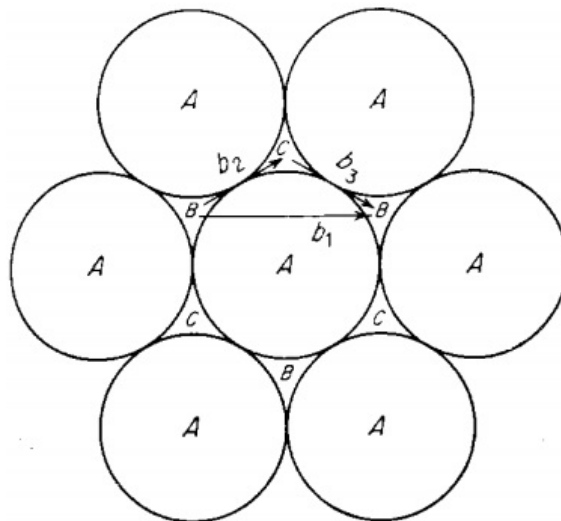


Figura 2.13 - Deslizamento em um plano compacto (111) no reticulado de estrutura CFC.

A discordância denominada b_1 que é mostrada na Figura 2.13 é uma discordância unitária com vetor de Burgers $b_1 = a_0/2[10\bar{1}]$ onde a mesma faz sua passagem de um ponto ao outro causando deformação plástica, mas não

alterando a estrutura original do cristal (não alterando a sequência de empilhamento). Este tipo de discordância possui a denominação de discordância perfeita. No entanto, o mesmo resultado final causando a mesma deformação plástica pode ser obtido de maneira mais fácil, ou seja, de uma maneira mais favorável energeticamente. O movimento então é feito em duas etapas, como um zigue-zague. O deslocamento é então representado por duas discordâncias parciais ou imperfeitas, denominadas de parciais de *Shockley*, com vetor de Burgers $b_2 = a_0/6[2\bar{1}\bar{1}] + b_3 = a_0/6[11\bar{2}]$. O processo todo pode ser representado pela seguinte reação de discordâncias $b_1 = b_2 + b_3$. Para que esta reação possa acontecer duas condições devem ser satisfeitas, sendo elas: (1) a reação deve estar vetorialmente correta e (2) esta mesma deve ser energeticamente favorável (DIETER, 1988).

Esta energia associada à falha de empilhamento introduz uma região de maior energia livre do que na estrutura CFC, como por exemplo, quando da criação de um empilhamento HCP do tipo CACA ou ABAB. A falha de empilhamento nos metais CFC sob o ponto de vista da teoria de discordâncias consiste de uma região muito fina que é delimitada por discordâncias parciais de *Shockley*. A energia associada à falha ou o defeito de empilhamento é inversamente proporcional à extensão da falha ou a distância entre essas mesmas discordâncias de *Shockley* (DIETER, 1988). Estas discordâncias parciais tendem a se repelir enquanto a tensão superficial da falha tem o papel de as aproximarem encontrando uma separação de equilíbrio ditada fundamentalmente pela energia de falha.

As diferenças no comportamento em deformação dos metais CFC são muito atreladas à falha de empilhamento. Metais com baixa EFE endurecem mais rapidamente quando deformados e maclam facilmente quando recozidos quando comparados aos metais de alta EFE. Estes metais com EFE alta possuem discordâncias parciais mais próximas de modo a tentar reduzir a área da falha. Assim quando deformados, por manterem as discordâncias parciais próximas, os processos de escalagem e escorregamento cruzado ficam mais facilitados o que acarreta em uma maior mobilidade dessas discordâncias. Arranjos de uma estrutura celular de discordâncias são muito comuns nesses materiais. Formam estruturas heterogêneas de discordâncias, onde estas se

concentram preferencialmente nas paredes de célula e o interior das células aparece praticamente livre das discordâncias (DIETER, 1988; PADILHA, 1997). O aumento da temperatura de deformação e/ou diminuição na taxa de deformação favorecem uma estrutura de discordâncias deste tipo.

Os aços inoxidáveis austeníticos são conhecidos por terem baixa EFE, quando comparados aos outros metais com estrutura CFC como é o caso do alumínio. A EFE pode ser prevista de uma forma empírica pelo uso de equações por meio da composição química de metais e ligas que não se limitam aos aços inoxidáveis austeníticos. A Equação 2.11 foi proposta por BROFMAN e ANSELL (1979), adequada aos AIAs do sistema Fe-Cr-Ni (BEHJATI, 2013).

$$\text{EFE (mJ/m}^2\text{)} = 16,7 + 2,1(\%Ni) - 0,9(\%Cr) + 26(\%C)$$

Equação 2-11

A EFE também pode ser estimada pela Equação 2.12 proposta por PICKERING (1984). Esta EFE já leva em consideração os elementos químicos nitrogênio e manganês que estão associados aos aços inoxidáveis austeníticos da série 200 (HAMADA., *et al.*, 2013).

$$\text{EFE (mJ/m}^2\text{)} = 25,7 + 2(\%Ni) + 410(\%C) - 0,9(\%Cr) - 77(\%N) - 13(\%Si) - 1,2(\%Mn)$$

Equação 2-12

Segundo VITOS e colaboradores (2006) não há uma equação padronizada que relacione composição química dos aços com sua EFE. O efeito dos elementos de liga para com EFE é obtido com um equilíbrio entre efeitos magnéticos, volumétricos e eletrônicos dos elementos solutos com o solvente principal da liga estudada e sua quantidade relativa. Portanto, devido à complicação da interação de diferentes elementos químicos na composição das ligas é muito difícil representar empiricamente por meio de equações a EFE com a composição química. Esta correlação hoje é investigada com o

auxílio da técnica de difração de raios-X e auxílio de regressão multidimensional ou pela técnica de microscopia eletrônica de transmissão (LU *et al.*, 2016).

Os valores de EFE para aços 201 e 201L são mostrados na Tabela 2.6 (HAMADA, *et al.*, 2013). Os valores da EFE para os aços de grau 304 e 304L foram extraídos dos trabalhos de (DIETER, 1988) e (PADILHA, 1997) respectivamente, e estão relacionados na mesma tabela.

Tabela 2.6 – Valores de EFE para aços inoxidáveis austeníticos de graus 201, 201L (HAMADA, *et al.*, 2013), 304 (DIETER, 1988) e 304L (PADILHA, 1997).

Aço	Energia da Falha de Empilhamento (mJ/m ²)
201	8,6
201L	3,7
304	20
304L	19

A adição de cromo, manganês e nitrogênio na estrutura cristalina do ferro efetivamente diminui a EFE do aço (MARTIN *et al.*, 2011). Assim as discordâncias acabam por se dissociar em discordâncias parciais de *Shockley* e com subsequente formação das falhas de empilhamento entre essas discordâncias parciais. A energia de falha de empilhamento destes materiais estão bem abaixo de valores de 20 mJ/m², portanto a plasticidade dos aços inoxidáveis com efeito *TRIP* é frequentemente acompanhada pela sequência de transformação $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ (MARTIN *et al.*, 2011). Nos metais c.f.c com baixa EFE a deformação plástica gera uma alta densidade de falhas de empilhamento que facilitarão a propagação da deformação plástica através da formação de bandas de deformação. De uma forma geral as bandas de deformação consistem de falhas de empilhamento, maclas e discordâncias (TALONEN, HANNINEN, 2007). Desta maneira, materiais que possuem uma EFE mais baixa apresentam após a deformação plástica maior densidade de discordâncias, distribuição mais uniforme de discordâncias e maior energia

armazenda na deformação do que um material de EFE mais alta e deformado nas mesmas condições, ou seja, estes materiais com baixa EFE possuem uma maior taxa de endurecimento por trabalho mecânico.

BOWKETT e HARRIS (1978) após analisarem resultados de um grande número de ligas, sugeriram que somente em ligas com EFE menor que 50 mJ/m^2 ocorre a formação de martensita α' e ϵ . Em ligas com EFE maior que 50 (mJ/m^2) ocorre a formação apenas de α' . SHEN e colaboradores (2012) sugeriram para o aço de grau AISI 304L, com baixo carbono (0,027% em massa), solicitado em tensão uniaxial, que dois mecanismos de deformação sejam na verdade possíveis principalmente baseados na EFE:

- Transformação martensítica assistida por tensão: $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$;
- Transformação martensítica assistida por deformação: $\gamma \rightarrow$ maclagem $\rightarrow \alpha'$.

Sendo que para uma EFE $< 18 \text{ mJ/m}^2$ promoveria uma transformação direta de $\gamma \rightarrow \alpha'$, enquanto uma EFE $> 18 \text{ mJ/m}^2$ promoveria uma transformação na sequência $\gamma \rightarrow$ maclagem $\rightarrow \alpha'$.

Ligas de ferro, cromo e níquel são ordenadas em função da quantidade de martensita formada quando estas são ensaiadas sob ensaio monotônico de tração. Para as ligas com alto valor da EFE existe uma maior dificuldade na formação da martensita induzida por deformação como pode ser observado na Figura 2.14.

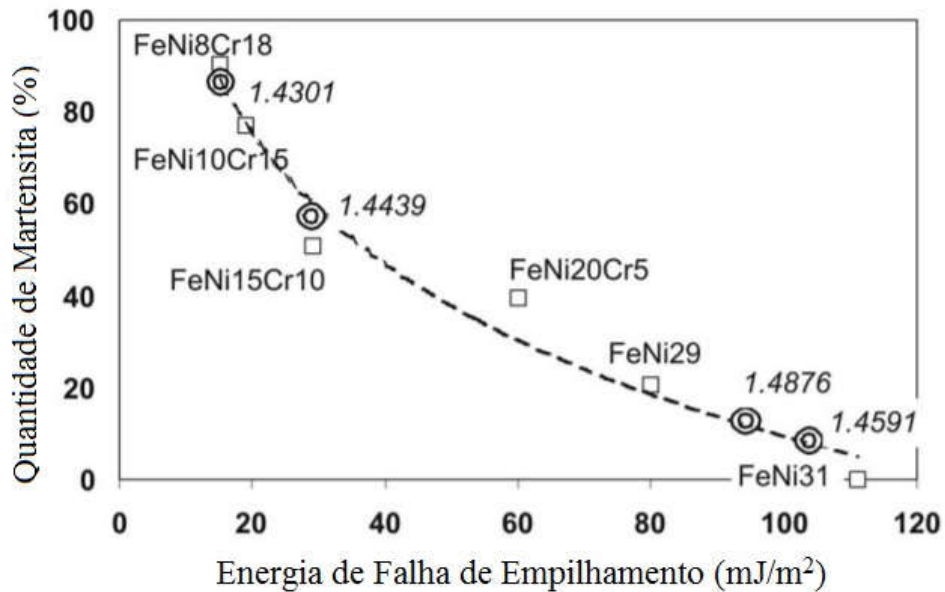


Figura 2.14 – Relação da EFE de algumas ligas Fe-Cr-Ni com a formação da martensita induzida por deformação (PINTO, 2005).

A resposta a deformação plástica dos aços inoxidáveis austeníticos é muito dependente, microestruturalmente, da EFE. Uma baixa EFE ($< 20 \text{ mJ/m}^2$) favorece a transformação de fase martensítica (martensita ϵ e/ou α') a partir da fase mãe austenítica conduzindo ao fenômeno da transformação induzida por plasticidade. EFE médias ($20 - 45 \text{ mJ/m}^2$) resultam em deformação através da maclagem, conduzindo ao fenômeno de plasticidade induzindo maclagem (*TWIP*). A influência primária das maclas parece estar associada ao aumento da taxa de endurecimento pelo trabalho mecânico pela subdivisão dos grãos em regiões macladas e não macladas e, portanto, atrasando o aparecimento do pescoço ou da deformação localizada, responsável pelo término do alongamento homogêneo. A macla mecânica é formada pela sobreposição das falhas de empilhamento intrínsecas, ou seja, pelo deslizamento das parciais de *Shockley* de mesmos sinais sobre os planos sucessivos $\{111\}$ (LEE *et al.*, 2001). Como uma falha consistindo de duas sobreposições de falha de empilhamento intrínsecas sobre planos sucessivos $\{111\}$ é referida como uma falha de empilhamento extrínseca, esta pode ser considerada também como um núcleo de macla. Se a sobreposição dessas falhas de empilhamento intrínsecas continua a acontecer sobre essa família de planos, as maclas

crecem em espessura. TALONEN (2007), citando outros pesquisadores, descreve que estes encontraram em aços austeníticos com relação Cr-Ni de 16/11, 16/13 e 18/12 maclas de deformação conjuntamente com a martensita ϵ . Estes pesquisadores observaram que com o aumento da temperatura e deformação, a quantidade de maclas aumentava, sendo atribuído este fenômeno ao aumento da temperatura que ocasionava um aumento na energia de falha de empilhamento. O processo de deformação por maclagem tem sido descrito como o mecanismo preferencial de deformação plástica nos aços inoxidáveis austeníticos ligados com nitrogênio. TALONEN (2007), citando Mullner e pesquisadores, mostrou que os mesmos ao estudarem o aço AISI 316L com diferentes quantidades de nitrogênio, que variavam de 0,04 a 0,53% em massa, identificaram que o processo de deformação por maclagem se iniciava mais cedo, ou seja, o início da maclagem era alterado para menores deformações e maiores tensões quando se aumentava a quantidade de nitrogênio em solução para este mesmo aço inoxidável. Isto foi explicado pelo aumento de resistência por solução sólida intersticial do elemento em questão conjuntamente com a diminuição da energia de falha de empilhamento. O processo de maclagem observado sempre foi precedido pelo deslizamento. Maclas mecânicas em metais com estrutura cristalográfica cúbica de face centrada são menos comuns, mas podem ser auxiliadas por uma concentração alta de soluto simultaneamente aumentando a tensão de cisalhamento para o processo de escorregamento e reduzindo a energia de falha de empilhamento. Portanto a deformação por maclagem tem sido relatada ocorrer em aços inoxidáveis austeníticos (TSAKIRIS; EDMONDS, 1999). No caso da alta EFE ($> 45 \text{ mJ/m}^2$) as discordâncias raramente estão dissociadas o que resulta num processo de deformação controlado pelo deslizamento de discordâncias (LU *et al.*, 2016). Certos AIAs com cromo mais baixo e níquel mais alto como por exemplo, o tipo 15%Cr-15%Ni (DIN 1.4970), têm EFE aproximadamente duas vezes maior que um AIA padrão 18%Cr-8%Ni. Estes materiais denominados de aços completamente austeníticos não se observaram a formação de ϵ e α' (PADILHA, GUEDES, 2004).

2.3.2.3 Efeito da deformação e do estado de tensões

A transformação martensítica induzida por deformação se mostra fortemente dependente do modo de deformação imposto ao material. HECKER *et al.*, (1982) citando Powell e colaboradores relataram que estes investigaram experimentalmente os efeitos dos modos de deformação tais como tração, torção e compressão na transformação martensítica induzida por deformação nos aços inoxidáveis austeníticos AISI 301 e 304, correlacionando medidas quantitativas de fração volumétrica de martensita formada. Estes pesquisadores esclareceram que o modo de deformação afeta de forma substancial a transformação martensítica no domínio plástico, e que o modo de deformação por tração axial promoveu uma maior quantidade de fração martensítica α' do que os modos de deformação por compressão e torção, sendo que estes últimos se mostraram bem similares. Estes pesquisadores reforçam que a fase martensítica formada em diferentes modos de deformação é devida as tensões cisalhantes. IWAMOTO e colaboradores (1998) estudaram o efeito do modo de deformação no aço inoxidável AISI 304 em diferentes temperaturas (128 K, 213 K, 273 K, 298 K, 353 K) sob os modos de carregamento em tração e compressão. O limite de escoamento apresentou valores idênticos tanto para o modo de carregamento em tração como em compressão quando comparados na mesma temperatura de ensaio. Quando se é analisado o comportamento da curva tensão-deformação há uma mudança substancial com relação aos modos de deformação estudados com o prosseguimento do ensaio. As tensões com o modo de carregamento compressivo se mostraram mais elevadas do que no modo trativo nos estágios iniciais de deformação, mas uma relação oposta se evidenciou nas regiões de mais alta deformação. A fração volumétrica de martensita formada nos estágios iniciais de deformação foi mais elevada sob o modo de carregamento compressivo do que o trativo, alterando esta relação para com a fração volumétrica de martensita α' em deformações mais elevadas para o modo trativo em relação ao compressivo. Os resultados encontrados por Iwamoto e colaboradores (IWAMOTO *et al.*, 1998) utilizando o AIs 304, apresentaram a mesma correlação dos dados obtidos por Okutani e pesquisadores nos

estágios iniciais de deformação, indicando que a dependência do modo de deformação na relação da curva tensão-deformação é atribuída a transformação de fase induzida por deformação. Os resultados de microscopia eletrônica de varredura revelaram diferenças morfológicas e de orientação nas partículas de martensita para os modos de deformação estudados. No carregamento trativo, a fase martensítica apareceu sob formato agulhado ao passo que no compressivo ela se revelou na forma de blocos (IWAMOTO *et al.*, 1998). SHIRINIVAS e pesquisadores (SHRINIVAS; VARMA; MURR, 1995) estudaram o efeito da laminação a frio no AIA AISI 316 onde encontraram uma maior fração volumétrica de martensita α' formada do que quando se realizava o ensaio por tração uniaxial. Os pesquisadores relacionaram esse maior aumento de fração martensítica no processo de laminação a frio, pois ocorre a ativação de múltiplos sistemas de escorregamento durante este método de deformação.

LEBEVEDEV e KOSARCHUK (2000) estudaram a cinética da transformação de fase martensítica para um aço inoxidável do tipo 18-10 utilizando três modos de carregamento distintos, tração, torção e compressão. Os autores do trabalho realizaram experimentos em temperatura ambiente (298 K) e em baixa temperatura (77 K). Em temperatura ambiente os ensaios mecânicos demonstraram que independentemente do modo de carregamento não houve transformação de fase. O resfriamento deste aço na temperatura de 77 K, sem qualquer deformação aplicada, não conduziu a nenhuma mudança de fase na estrutura austenítica do mesmo. Em consideração aos ensaios mecânicos realizados nesta temperatura, observou-se transformação martensítica tanto para a fase ϵ como também para a fase α' , em todos os modos de carregamento. A Figura 2.15 apresenta a relação entre a fração volumétrica da fase α' e da fase ϵ em relação à intensidade da deformação plástica resultante nos três tipos de carregamentos estudados (tração, torção e compressão), na temperatura de 77 K, para o aço inoxidável 18-10. A comparação entre as curvas mostram que, dependendo do tipo de carregamento imposto, o processo de deformação martensítica ocorre com diferentes intensidades. Sob o modo de carregamento trativo há uma formação muito mais intensa da martensita α' comparada aos modos de carregamento

sob compressão e torção. A inclinação das curvas sigmóides sob compressão e torção apresentam uma inclinação mais suave que em relação ao modo tratativo, como ilustra o gráfico (a) da Figura 2.15. Observa-se que a maior fração volumétrica para a fase α' ocorre nos mais altos valores de deformação. A cinética da transformação austenita para martensita ε difere significativamente da cinética da transformação da fase austenítica para a fase martensítica α' . A fase martensítica ε hexagonal é formada nos primeiros estágios de deformação (traços desta fase são observados em deformações próximas a 1 %), enquanto a transformação da fase martensítica α' cúbica ocorre somente em deformações da ordem iniciais de 5 %. Como é mostrado na Figura 2.15 no gráfico (b), a fração volumétrica da fase ε depende do modo de carregamento, revelando que sob compressão existe uma maior extensão da fase ε com a deformação comparada aos demais modos de carregamento, principalmente quando observamos para grandes deformações. A maior fração volumétrica da fase martensita ε ocorreu sob o modo compressivo. No estado pré-falha dos corpos de prova assim como após a falha os pesquisadores não encontraram mais a presença da fase martensítica ε . A razão para a diferença observada na cinética da transformação martensítica está relacionada ao tipo de carregamento concluem os pesquisadores. O modo de carregamento tem uma relação com a mudança volumétrica da transformação martensítica. É de conhecimento que a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ é acompanhada por aumento volumétrico ao passo que a transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon$ é acompanhada por decréscimo volumétrico. Portanto, tensões tratativas promovem a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ enquanto suprimem a transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon$. Em compressão os processos são invertidos. Em condições de temperatura ambiente a martensita ε se transformará em baixas deformações tendo um comportamento parabólico com respeito à deformação aplicada, além da transformação martensítica ε frequentemente diminuir em altas deformações. A martensita α' , de uma forma geral, tem um comportamento sigmoidal de transformação com respeito à deformação.

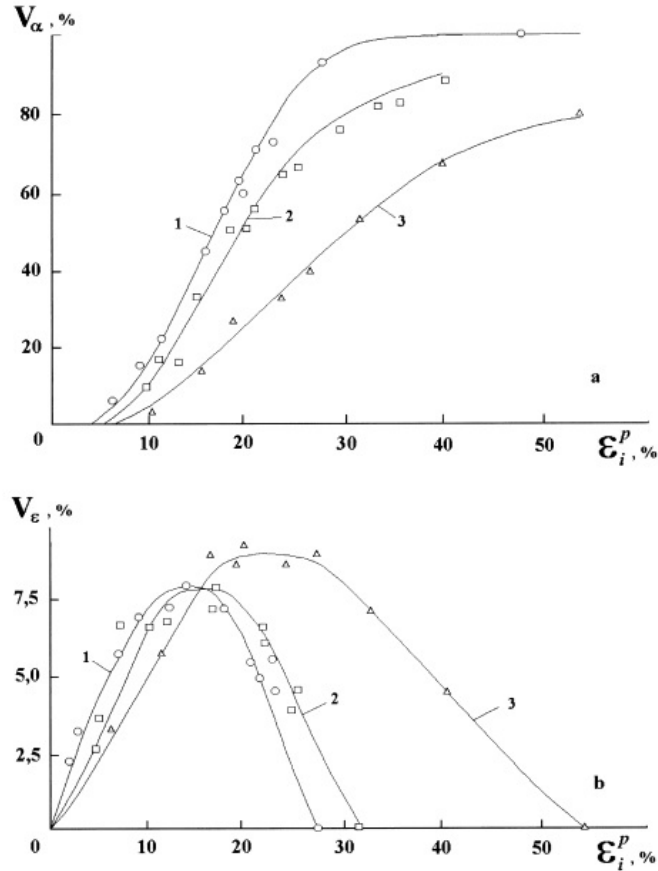


Figura 2.15 - Fração volumétrica da fase α' gráfico (a) e da fração da fase ϵ gráfico (b) em função da deformação plástica para os modos de carregamento sob tração (1) torção (2) compressão (3). (LEBEVEDEV e KOSARCHUK, 2000).

O trabalho de PATEL e COHEN (1953) demonstrou que as tensões cisalhantes no processo de transformação martensítica não são as únicas a acompanhar o processo de transformação. PATEL e COHEN (1953) explicitam o trabalho de Machlin onde este pesquisador demonstrou que as macrodeformações assistem a transformação martensítica em um material com 70% ferro e com 30% de níquel, usando marcações em faces cristalográficas específicas em corpos de provas. Os resultados mostraram deslocamentos homogêneos na transformação martensítica envolvendo deformações cisalhantes de 0,20 ao longo do plano de hábito e deformações de dilatação da

ordem de 0,05, que são normais ao plano de hábito. A magnitude destas deformações associadas à transformação martensítica indicam que esta reação deve ser sensível tanto a componente cisalhante como também a componente normal. PATEL e COHEN (1953) mostraram a importância das deformações de dilatação no trabalho realizado por Kulin em um aço com 0,5% de carbono, 20% de níquel e o restante ferro. Esta liga estava conformada na forma de barra sendo solicitada sob flexão no regime elástico e foi resfriada até que a fase martensita α' se formasse. Após análise metalográfica, esta revelou que a transformação martensítica α' ocorreu apenas na parte da barra onde as tensões trativas ocorriam. A parte da barra onde se sustentavam as tensões compressivas que eram simetricamente iguais em magnitude com relação às tensões trativas, mas opostas em sentido, não se observou transformação martensítica. Quando as tensões atuantes na barra elasticamente solicitada são resolvidas em componentes normais e cisalhantes sendo estas simétricas em magnitude em relação à linha ou ao eixo neutro, a componente cisalhante na transformação martensítica está inerentemente ligada à transformação devido às muitas orientações potenciais em relação aos planos de hábito, assim a impressionante seletividade da transformação martensítica na barra é atribuída a diferença de sinal ou sentido com relação às tensões normais presentes na barra. PATEL e COHEN (1953) continuaram o estudo da transformação martensítica em ligas ferro-níquel e em aços ligados ao níquel na transformação martensítica induzida por deformação, avaliando tensões normais compressivas, trativas e hidrostáticas. O trabalho realizado na transformação martensítica devido à aplicação das tensões é composto por dois termos: a tensão cisalhante resolvida ao longo dos planos de hábito potenciais, multiplicada pela deformação cisalhante de transformação ($\tau^*\gamma_0$) e a tensão normal resolvida perpendicular ao plano de hábito, multiplicada pela componente de deformação normal de transformação ($\sigma^*\epsilon_0$). Portanto a

Equação 2-13 pode ser escrita assim:

$$U = (\tau \times \gamma_0) + (\sigma \times \epsilon_0)$$

Equação 2-13

Desta forma, σ (tensão normal resolvida) é numericamente positiva quando a tensão normal é trativa, e negativa quando esta componente é compressiva. A tensão cisalhante resolvida τ é tomada sempre como positiva devido a permutação dos muitos planos de hábito para as ligas estudadas, família de planos {259}, praticamente permitindo o cisalhamento em qualquer sentido. Portanto, no âmbito geral, as tensões cisalhantes estimulam a transformação martensítica, mas as componentes normais de tensão podem auxiliar ou se opor a transformação. A unidade resultante da

Equação 2-13 pode ser expressa pela tensão multiplicada pela deformação de transformação ou o trabalho mecânico por unidade de volume da austenita transformada. Estes valores podem ser transformados em unidade de energia por mol (cal/mol) para fazer uma relação com a energia química termodinâmica oriunda da transformação martensítica devido ao super-resfriamento. Os resultados obtidos por PATEL e COHEN (1953) através dos cálculos de U resultaram em valores de aumento de $1,07^\circ\text{C}$ da M_i (temperatura de início da transformação martensítica) com uma carregamento aplicado de 1000 psi para uma solitação uniaxial em tração. No caso de um carregamento uniaxial compressivo houve um aumento de $0,72^\circ\text{C}$ da M_i através de uma solitação aplicada de 1000 psi. Com relação ao carregamento sob pressão hidrostática o mesmo tratamento foi empregado. A pressão aplicada interage somente com a deformação de dilatação se opondo a transformação. Se σ_1 = a magnitude da pressão e ϵ_0 a deformação de dilatação a

Equação 2-13 torna-se:

$$U = - \sigma \times \epsilon_0.$$

O resultado obtido foi de $U = -0,47$ cal/mol, o que resultou num valor de redução de M_i de $-0,38^\circ\text{C}$ quando de uma pressão hidrostática de 1000 psi aplicada. O critério proposto pelos pesquisadores prevê com sucesso a diminuição de M_i pela pressão hidrostática e o conseqüente aumento da mesma M_i para com as solicitações uniaxiais de tração e compressão. O aumento da M_i por compressão é quantitativamente explicado, pois a tensão resolvida cisalhante auxilia a transformação mais efetivamente do que a componente normal compressiva que se opõe a transformação. Esta conseqüência também é explicada pelo fato que o deslocamento causado pela tensão cisalhante é algumas ordens de grandeza maior que o deslocamento de dilatação causado pela componente normal. O resultado sob carregamento uniaxial trativo demonstra que tanto as tensões cisalhantes como normais auxiliam a transformação martensítica o que ocasionou a elevação da M_i maior do que quando comparamos com o carregamento compressivo. Com relação ao experimento utilizando um carregamento hidrostático o sistema de tensões se opõe a transformação o que pode ser observado pela diminuição da temperatura M_i .

PADILHA e GUEDES (1994) citando o trabalho de Kayeda e Oguchi em aços inoxidáveis Fe-Cr-Ni submetidos ao ensaio uniaxial sob tração identificaram um aumento na fração volumétrica de martensita α' com o conseqüente aumento da deformação e que sob carregamento hidrostático de pressão houve supressão da mesma martensita. A presença da pressão hidrostática alterou sensivelmente a curva tensão versus compressão, e também abaixou a temperatura M_i para a formação de α' . Os pesquisadores destacam que é perfeitamente esperado esta redução na temperatura M_i uma vez que a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ causa expansão volumétrica. HECKER e pesquisadores (1982) encontraram uma maior fração de martensita α' sob um carregamento biaxial trativo quando comparado a um carregamento uniaxial trativo. Murr *et al.*, (1982) mostraram por meio de microscopia eletrônica de

transmissão que o modo de carregamento biaxial trativo apresentou uma maior taxa de bandas de cisalhamento quando comparado ao modo uniaxial trativo de carregamento. Assim com base nestas observações, por meio de microscopia eletrônica, ocorre um maior número de sistemas de escorregamentos sendo ativados no modo biaxial o que resulta numa maior quantidade de intersecções de bandas de cisalhamento e estas são defeitos energeticamente favoráveis para a formação da martensita α' (OLSON, COHEN, 1972).

2.3.2.4 Efeito do tamanho do grão austenítico

Existem diversos estudos da dependência da temperatura de início da transformação martensítica (M_i) com relação ao tamanho de grão austenítico. A temperatura de austenitização para aços ao carbono tem uma relação direta com o aumento de M_i devido associação com a variação do tamanho de grão austenítico. A estabilidade da austenita retida para com a transformação martensítica aumenta quando esta austenita está mais refinada dentro de uma microestrutura mista. (YANG; BHADSHIA, 2009). Uma explicação qualitativa para esta observação é que o refino do grão austenítico conduz a um aumento de resistência da austenita pelo mecanismo de Hall-Petch. Desta forma haverá um aumento da resistência da austenita para se deformar plasticamente tanto local como macroscopicamente. Este aumento de resistência dificultará a transformação martensítica através de um aumento de uma energia livre não química que se opõem a transformação (BROFMAN; ANSELL, 1983). Ademais, numerosos elementos microestruturais podem agir como obstáculos para com a interface martensítica, afetando sua mobilidade e sua cinética de transformação. A estabilidade da austenita é controlada pela quantidade e também pelos tipos dos elementos de liga, tendo estes um papel crucial na determinação da força motriz crítica para a nucleação da martensita. Desta maneira os elementos químicos que causam o aumento de resistência por solução sólida afetam a nucleação da martensita por criar um aumento de

resistência ao movimento das discordâncias envolvidas no processo de nucleação (GHOSH; OLSON, 1994).

NOHARA e pesquisadores (1977) indicaram que a temperatura M_{d30} aumenta com o aumento do tamanho de grão. GONZÁLES e colaboradores (1992) obtiveram resultados para o aço AISI 304 onde o aumento do tamanho do grão austenítico levou a uma maior fração de martensita α' . ALSO e VARMA e colaboradores (1978) obtiveram resultados onde um tamanho de grão austenítico maior resultou em uma maior fração volumétrica de martensita α' sob tração e por laminação a frio nos aços AISI 304 e AISI 316.

O trabalho de DE *et al.*, 2006, com o aço AISI 304 deformado sob tração uniaxial em temperaturas sub zero, mostrou resultados levemente superiores de fração volumétrica de martensita α' para a amostra de tamanho de grão menor em comparação a amostra de tamanho de grão maior.

2.3.3 Efeito TRIP em aços inoxidáveis austeníticos

A transformação martensítica em aços inoxidáveis austeníticos pode ocorrer tanto durante o resfriamento em temperaturas muito inferiores a ambiente, sendo ativada termicamente ou em resposta ao trabalho a frio acima de M_i , mecânico, que pode ser denominada induzida por deformação ou tensão, em função do intervalo de temperatura da sollicitação mecânica. Dois diferentes tipos de estrutura martensítica podem ser formadas nos aços inoxidáveis austeníticos tanto por resfriamento quanto por deformação, a martensita ϵ (hexagonal compacta, HCP) e a martensita α' (cúbica de corpo centrado, CCC).

De acordo com a composição química dos aços inoxidáveis austeníticos estes materiais podem apresentar a transformação de fase induzida por deformação/tensão e esta composição tem efeito determinante na ocorrência deste fenômeno. Os aços inoxidáveis AISI 301 e AISI 302 foram projetados para terem uma quantidade de cromo e níquel menor em solução de maneira a explorar o fenômeno *TRIP* para aumento significativo de suas resistências mecânicas quando trabalhados a frio.

A formação da martensita induzida por deformação/tensão depende de vários parâmetros como: temperatura, composição química, taxa de deformação, deformação, estado de tensões aplicado, EFE, pré-deformação, tamanho de grão, etc (HUANG, MATLOCK, KRAUSS, 1989); (KRAUSS, 2015). Tem sido observado que os aços inoxidáveis austeníticos do tipo 18-8, mesmo com a martensita sendo induzida termicamente, tem uma morfologia em forma de ripas (HECKER *et al.*, 1982).

Com relação à temperatura e deformação na formação da martensita induzida por deformação/tensão, o trabalho de ANGEL (1954) é uma referência para o fenômeno. O trabalho envolveu diversos corpos de prova de tração de um aço AISI 304 ensaiados em diversas temperaturas sob taxa de deformação constante da ordem de 10^{-3} s^{-1} . A formação da martensita induzida por plasticidade é muito significativa em baixas temperaturas e logo em pequenas deformações, como é mostrado na Figura 2.16. A redução da temperatura aumenta a força motriz química termodinâmica para a formação da martensita. Conforme se aumenta a temperatura, menores quantidades de martensita são formadas resultando em valores irrisórios na temperatura de 50°C .

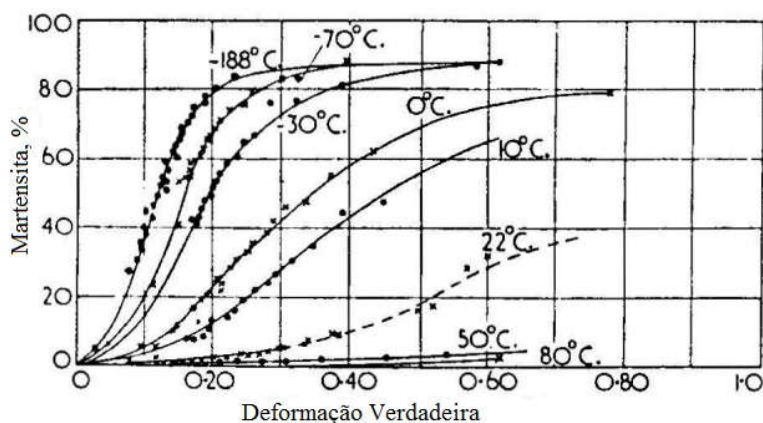


Figura 2.16 – Transformação martensítica induzida por deformação/tensão do aço de grau AISI 304 em função da temperatura em um ensaio de tração com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} (ANGEL, 1954).

No trabalho de HAMADA e colaboradores (2013), ensaios uniaxiais de tração também foram realizados em uma ampla faixa de temperaturas em um

aço de grau AISI 201L e os resultados obtidos para estes ensaios, realizados em taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} , mostram que em baixas temperaturas o aumento das tensões com a deformação é substancial. A formação da martensita induzida por plasticidade tem um efeito notório em baixas temperaturas como pode ser observado pela inflexão característica das curvas obtidas nos ensaios em temperaturas zero e sub-zero graus Celsius. As curvas tensão deformação em temperaturas mais altas adquirem um caráter parabólico ao passo que em menores temperaturas o comportamento da curva tensão deformação é substituído por uma característica sigmoideal devido ao decréscimo da estabilidade da fase austenítica (HAMADA *et al.*, 2013);(HUANG, MATLOCK, KRAUSS, 1989). O decréscimo da temperatura sob ensaios de tensão-deformação acaba por aumentar a diferença da energia livre entre as fases austenita e martensita. Conseqüentemente, menores tensões-deformações são necessárias ou suficientes para se iniciar a transformação de fase martensítica. (BIGDELI KARIMI *et al.*, 2008)

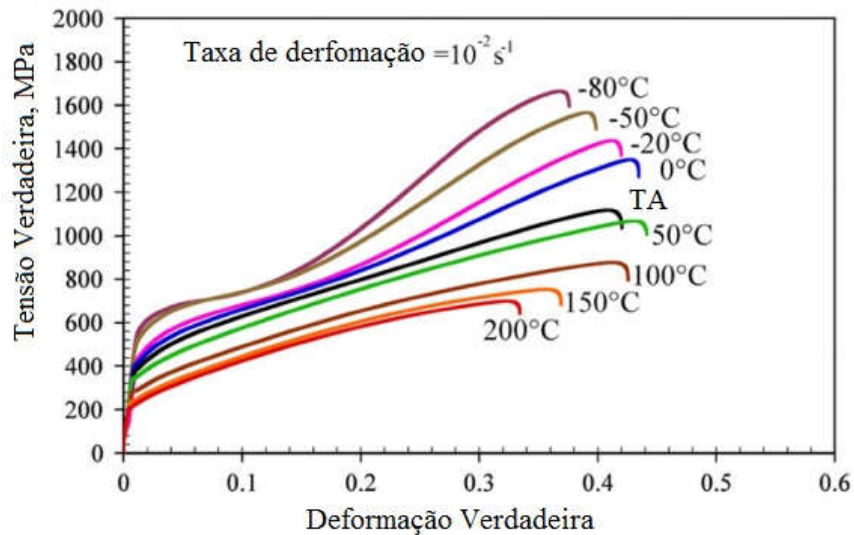


Figura 2.17 – Curvas tensão-deformação verdadeiras para o aço AISI 201L em função da temperatura. Ensaio uniaxial de tração (HAMADA *et al.*, 2013).

A deformação plástica da austenita cria uma estrutura de defeitos própria que age como embriões para o produto da transformação induzida por plasticidade. Após a deformação a frio, aproximadamente 10% da energia é armazenada na forma de defeitos cristalinos como os defeitos puntiformes, discordâncias e defeitos de empilhamento. A maior contribuição à energia armazenada é relativa às discordâncias. Os embriões são então formados, nos AIAs, em regiões de interseções de bandas de cisalhamento, falhas de empilhamento, maclas e martensita ε (HECKER *et al.*, 1982) (GOSH, MALLICK, 2012). As bandas de cisalhamento são defeitos planares associados com a sobreposição de falhas de empilhamento $\{111\}\gamma$. Como é difícil de distinguir entre esses defeitos microestruturais que se originam da formação e sobreposição de falhas de empilhamento nos AIAs, o termo bandas de cisalhamento é usado frequentemente para os defeitos planares que incluem conjuntos de sobreposições de falhas de empilhamento, martensitas ε e maclas mecânicas.

O crescimento da fase α' ocorre a partir da nucleação sucessiva e coalescimento desses novos embriões a partir de novas interseções de bandas de cisalhamento. Normalmente a martensita ε é formada em níveis baixos de deformação, entre 5 e 10%, e em níveis mais altos de deformação a martensita α' cresce em volume às custas da martensita ε (PADILHA, GUEDES, 2004). Muitos pesquisadores citados no trabalho de LEBEDEV (2000) enfatizam que a martensita ε é uma fase intermediária no processo de transformação da fase austenita em martensita α' e que resultados obtidos em ligas Fe-Cr-Ni confirmam esse mecanismo em baixas temperaturas. Um trabalho com o aço AISI 304L utilizando altas taxas de deformação concluiu que α' foi capaz de nuclear a partir de uma plaqueta única de martensita ε (LEE, LIN, 2000). A rota de transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ onde as plaquetas de martensita ε agem como precursora da martensita α' foi identificada em AIAs contendo alto nitrogênio (LEE, OH, KIM, 2008). As bandas de cisalhamento e em particular a martensita ε diminuem a barreira para a nucleação da martensita α' que se forma dentro de bandas de cisalhamento individuais se a estabilidade da austenita é baixa. A formação de α' em bandas de cisalhamento individuais é rara se não ocorrer à

formação da fase martensita ϵ , assim a fase α' se forma na intersecção de bandas de cisalhamento para austenitas mais estáveis (TIAN, BORGSTAM, HEDSTRÖM, 2018). Dentro das bandas de cisalhamento a martensita α' nucleia através do empilhamento de discordâncias e o crescimento observado sugere que esta fase é influenciada por estes defeitos de linha. TIAN e colaboradores (2018) estudaram seis ligas de aços inoxidáveis Fe-Cr-Ni com composições distintas e observaram que para as ligas com maior energia de falha de empilhamento, quando laminadas a frio com uma redução de 10%, observaram que o principal mecanismo de deformação se deu através da maclagem mecânica. Para as ligas de baixa energia de falha de empilhamento ou de mais baixa estabilidade austenítica a martensita α' se formou conjuntamente com a martensita ϵ , tanto por tempera sub zero como também por deformação. A fração de martensita ϵ induzida por deformação também diminuiu com o aumento da energia de falha de empilhamento para as seis ligas inoxidáveis estudadas. O trabalho SPENCER e colaboradores (2004) utilizando microscopia eletrônica de transmissão foi capaz revelar uma formação martensítica muito localizada, parecida com a formação de bandas de Luders em um aço AISI 304L sob carregamento uniaxial de tração. Neste trabalho o caminho para a transformação martensítica resultou na sequência $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$. Primeiramente os autores revelaram que na temperatura de 77 K a transformação martensítica ocorre rapidamente, mas que em temperatura ambiente necessita-se de deformações maiores devido à força motriz termodinâmica química ser menor. Como consequência da diminuição da temperatura ocorre também uma diminuição da EFE. Deformando-se a austenita na temperatura de 77 K resultou em uma extensiva formação de falhas de empilhamento e conseqüentemente uma quantidade de fase austenita se transformou na fase ϵ hexagonal compacta. Com um aumento do volume de intersecções das lâminas de fase ϵ os autores encontraram estas intersecções como núcleos preferenciais para a formação da martensita α' como revela Figura 2.18. As estruturas realçadas em branco nas intersecções são a martensita α' .

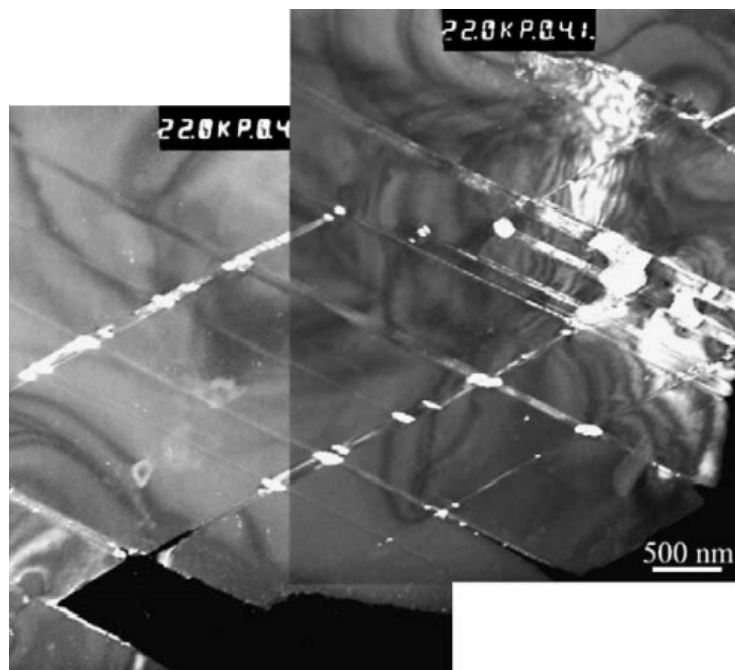


Figura 2.18 – Imagem em campo escuro da formação da martensita α' em intersecções pontuais da lâminas de martensita ϵ , 5% de deformação a 77 K (SPENCER *et al.*, 2004).

Neste mesmo trabalho os pesquisadores usaram a técnica de difração de nêutrons *in situ* sob carregamento uniaxial de tração agora com o aço AISI 316L para se avaliar o grau de deformação elástica na partição entre as fases martensita α' e austenita. O cálculo das médias das tensões seguiu a regra das misturas entre martensita e austenita assim como a resposta a tração no corpo de prova. A fase martensita α' suportou um maior carregamento que a austenita agindo como a fase de reforço mesmo se deformando com a austenita em temperatura ambiente. A partição de carregamento entre austenita e martensita também foi realizada por HEDSTROM e colaboradores (2007) usando difração de raios-x de alta energia para investigar a evolução da deformação do reticulado acompanhando a transformação martensítica induzida por deformação no aço AISI 301 laminado a frio. Os pesquisadores encontraram a transferência de carregamento da fase austenita menos resistente para a fase martensita α' de maior resistência. Durante a transformação martensítica HEDSTROM e pesquisadores (2007) descobriram

que a transformação ocorria por explosões graduais em regiões localizadas e que o calor latente da transformação aumentava localmente a temperatura fazendo a transformação se estabilizar. Durante os últimos estágios de deformação, onde grande parte da transformação já tinha se processado, durante a parte experimental e de simulação por elementos finitos a fase martensita α' foi capaz de suportar um carregamento duas vezes maior que a fase austenita. Uma visão mais abrangente da relação entre a fase martensítica α' e propriedades mecânicas é descrita no trabalho de TALONEN (2007). A resposta mecânica das ligas inoxidáveis austeníticas metaestáveis foi dividida em quatro estágios pelo respectivo pesquisador. O estágio I foi caracterizado pela diminuição constante da taxa de endurecimento por trabalho mecânico associada a uma taxa mínima de endurecimento, em contraste com a mais alta taxa de formação da fase martensita α' . O estágio II ocorre com uma formação de fase martensítica α' na ordem de 0,05 onde o endurecimento do material devido à fase martensítica começa a dominar o endurecimento por trabalho mecânico. Durante este estágio o endurecimento proporcionado pela fase martensítica ocorre devido à dispersão. O estágio III a taxa por endurecimento mecânico continua a crescer e a fração martensítica se encontra na faixa de 0,3. A austenita pode somente se deformar no caso da deformação da martensita α' ao longo da austenita, o que resulta num alto endurecimento por trabalho mecânico. O estágio IV acontece com a mais alta taxa de endurecimento por trabalho mecânico entre todos os estágios, exatamente no início deste, passando posteriormente ao decaimento da taxa de endurecimento. Frações martensíticas da ordem de 0,6 a 0,7 são alcançadas dominando o comportamento de deformação e a resposta mecânica será mais semelhante a um material monofásico.

O trabalho de DE *et al.*, 2006, com o aço AISI 304 deformado sob tração uniaxial em temperaturas sub zero demonstrou que este aço segue o mecanismo de transformação martensítica $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$. Estes pesquisadores revelaram a microestrutura deste aço inoxidável após 10% de alongamento a - 50 °C com diferentes morfologias para a martensita. Placas de martensita ϵ paralelas podem ser claramente distinguidas da martensita α' mais irregular e

com extremidades mais grosseiras. A Figura 2.19 apresenta a microestrutura do aço inoxidável 304 com as respectivas martensitas.

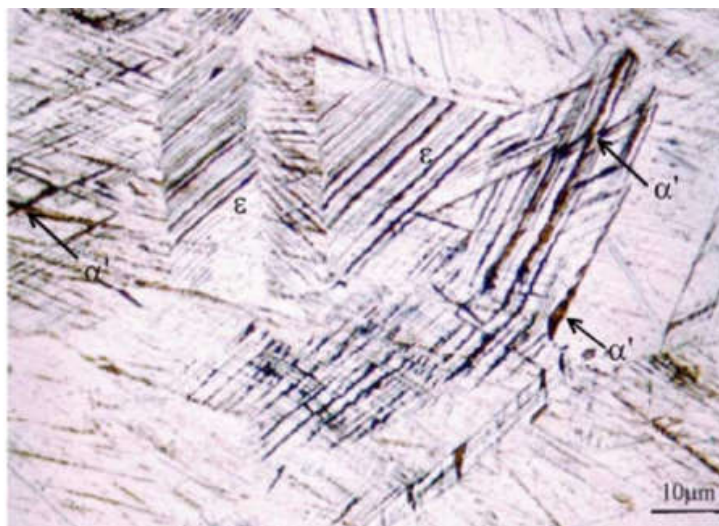


Figura 2.19 – Microestrutura de um aço AISI 304 de grão grosseiro deformado a 10% sob carregamento uniaxial de tração a - 50 °C, indicando as martensitas ϵ e α' , tendo a α' a indicação por setas (DE *et al.*, 2006).

Os pesquisadores fizeram um exame mais minucioso para pequenas deformações, da ordem de 5 %, onde a análise por difração de raios-x para as amostras de grãos finos e grosseiros revelaram padrões de reflexões para a fase martensita ϵ sendo estes mensuráveis pela integração dos picos de difração, não acontecendo o mesmo para as reflexões dos picos de martensita α' , onde estes eram praticamente inexistentes ou imensuráveis. A análise de difração de raios-x revela que nos estágios iniciais de deformação (baixas deformações), para o aço AISI 304, se forma uma maior quantidade de fração volumétrica de martensita ϵ comparada a martensita α' e este fenômeno influencia significativamente o comportamento de endurecimento por deformação do material nos estágios iniciais. O decréscimo da taxa de endurecimento por trabalho mecânico em baixas deformações plásticas é parcialmente devido à formação de martensita ϵ que cria caminhos de deformação facilitados (PRAMANIK, BASAK, 2015). Outra observação interessante vem do estudo de HEDSTROM *et al*, (2007) onde estes

pesquisadores estudaram a característica mecânica da fase ϵ no aço AISI 301 utilizando a técnica de difração de raios-x. Por volta de 1 % de deformação aplicada picos fracos de difração da fase ϵ foram identificados. A intensidade dos picos aumentou durante o carregamento subsequente, mas permaneceram relativamente fracos mesmo com 5% de deformação aplicada. Uma das observações feitas neste trabalho é que a martensita ϵ mostrou um comportamento plástico ideal quando comparado com outros grãos e com a amostra como um todo. DATTA *et al.*, (2009) citando outros pesquisadores apontaram para o fato que a ductilidade de um aço superaustenítico aumentou significativamente com o aumento da taxa de deformação. O aumento desta taxa de deformação está correlacionado com o aumento da transformação martensítica de fase ϵ . DATTA *et al.*, (2009) investigaram o comportamento de uma aço inoxidável metaestável da empresa Sandvik de nome comercial Nanoflex e verificaram um amolecimento por deformação que atingiu o máximo em temperaturas sub-zero, ocorrendo devido a formação da fase ϵ martensítica em maiores frações, a qual apresenta um comportamento plástico ideal. É interessante mencionar que alguns pesquisadores relatam que a presença da fase ϵ não ocasiona endurecimento algum (PADILHA, GUEDES, 2004).

A nucleação e crescimento da martensita ϵ são correlacionados com os defeitos presentes na microestrutura. Conclui-se que as falhas de empilhamento formadas durante o resfriamento ou processo de deformação são os embriões desta fase martensítica (DATTA *et al.*, 2009). A morfologia da fase ϵ é correlacionada com o formato de plaquetas finas (PRAMANIK, BASAK, 2015).

2.3.4 Comparativo do carregamento quase estático e dinâmico no efeito TRIP

Há um consenso entre os pesquisadores, no que diz respeito sobre o aumento da taxa de deformação que ocorre nos ensaios dinâmicos quando comparados aos ensaios no regime quase estáticos, sobre a tendência de supressão da transformação martensítica induzida por plasticidade. A

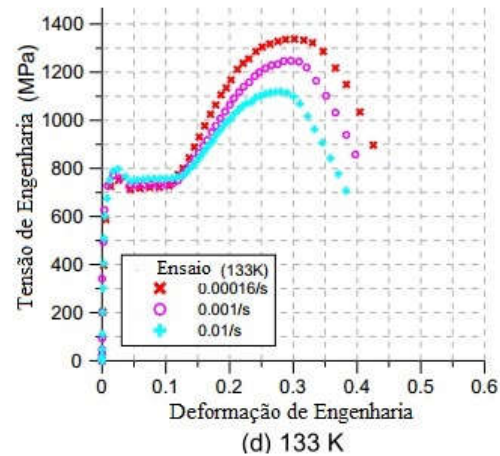
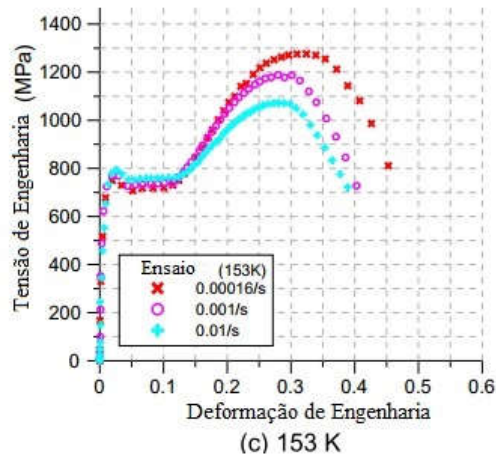
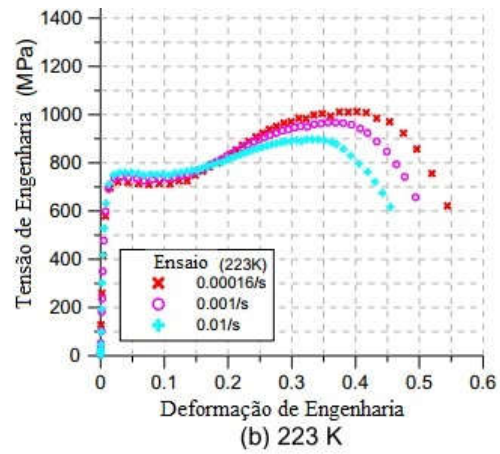
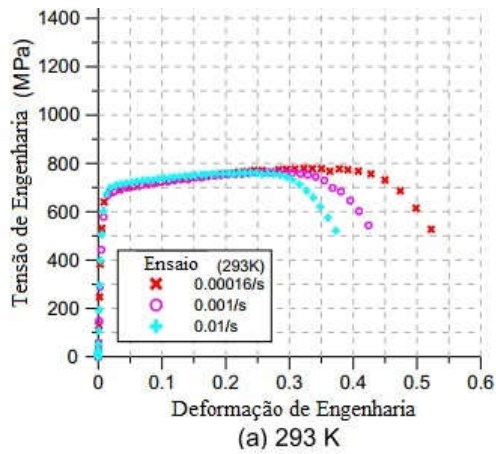
explicação da supressão é originada através do aquecimento adiabático o qual diminui a força motriz química da transformação martensítica induzida por plasticidade (FERREIRA *et al.*, 2004; VÁZQUEZ-FERNANDÉZ *et al.*, 2019; TALONEN *et al.*, 2005). Dependendo da taxa de deformação, o calor gerado pode não ser capaz de se dissipar tão rapidamente para o meio ambiente, resultando em um aumento de temperatura do material. Nos aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis, o aumento da temperatura devido ao aquecimento adiabático também é influenciado pela transformação de fase martensítica, pois esta transformação é uma reação exotérmica.

O aço AISI 304L, na forma como laminado, foi estudado por YOO, *et al* (2011) onde os pesquisadores procuraram encontrar a dependência da taxa de deformação acoplada a temperatura a fim de se elucidar o comportamento mecânico do mesmo. Este aço é um material selecionado para constituir equipamentos responsáveis por armazenar gás natural liquefeito. Para ser transportado, o gás natural deve ser liquefeito em temperaturas extremamente baixas como $-163\text{ }^{\circ}\text{C}$ (110 K). Todos os contêineres e equipamentos de armazenamento para transporte devem estar aptos a operar não somente com as pressões normais de operação, mas como também quaisquer eventualidades que possam ser causadas por impactos, explosões e vazamentos do gás natural. Portanto, através de uma perspectiva mecânica, a temperatura e a taxa de deformação possuem papéis críticos tanto no projeto como também na avaliação da resposta ou desempenho do material. Foram realizados, neste trabalho de pesquisa, uma série de ensaios mecânicos de tração a temperatura ambiente e em temperaturas sub zero (-50 , -120 , -140 e $-163\text{ }^{\circ}\text{C}$) sob três diferentes taxas de deformação ($1,6 \times 10^{-4}$, 10^{-3} e 10^{-2} s^{-1}) conforme apresentado na Tabela 2.7. As temperaturas foram mantidas constantes durante a totalidade do ensaio. A partir dos gráficos tensão – deformação obtidos (Figura 2.20) é de relevância inferirmos que o limite de resistência ao escoamento e também o limite de resistência à tração aumentam com a diminuição da temperatura do ensaio. Tal comportamento é causado pelo fato que as curvas tensão – deformação são afetadas tanto pela diminuição da temperatura como também pelo aumento da fração volumétrica de martensita. Como é sabido que a diminuição da temperatura afeta de forma

considerável a transformação martensítica induzida por deformação, observa-se na Figura 2.20 que na faixa de temperatura entre 110 – 153 K as curvas tensão deformação apresentam uma característica sigmoideal. Em relação à taxa de deformação aplicada, comportamentos mais complexos são observados. Em temperatura ambiente, a resistência à tração apresenta um valor aproximadamente constante enquanto a resistência ao escoamento aumenta com o aumento da taxa de deformação, comportamento este similar ao padrão com relação à sensibilidade a taxa de deformação. Os pesquisadores também encontraram que a resistência à tração decresceu significativamente assim que foi aumentada a taxa de deformação em baixas temperaturas, resultados estes que contrastaram com a resistência a tração em temperatura ambiente. Com o aumento da taxa de deformação a quantidade do endurecimento secundário foi reduzida nas curvas tensão – deformação, mudando o formato da curva de uma característica sigmoideal para parabólica. Além do mais, em baixas temperaturas, a sensibilidade à taxa de deformação mudou de positiva para negativa durante o endurecimento secundário. Os autores da pesquisa se baseiam no fato que com o aumento da taxa de deformação ocorre um aquecimento adiabático no corpo de prova o que diminui a taxa de transformação martensítica. Este efeito térmico causa um aumento da estabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos e reduz a fração de saturação de martensita na microestrutura, o que corresponde ao decréscimo da resistência à tração em baixas temperaturas. Logo, com a redução da temperatura foram maiores os valores da resistência à tração e do limite de escoamento para a menor taxa de deformação aplicada.

Tabela 2.7 – Planejamento experimental dos ensaios de tração com variação da taxa de deformação temperatura para o aço AISI 304L (YOO *et al.*, 2011)

Material	Temperatura do ensaio	Taxa de deformação
AISI 304L	293 K (20 °C)	$1.6 \times 10^{-4}/s$ $10^{-3}/s$ $10^{-2}/s$
	223 K (-50 °C)	$1.6 \times 10^{-4}/s$ $10^{-3}/s$ $10^{-2}/s$
	153 K (-120 °C)	$1.6 \times 10^{-4}/s$ $10^{-3}/s$ $10^{-2}/s$
	133 K (-140 °C)	$1.6 \times 10^{-4}/s$ $10^{-3}/s$ $10^{-2}/s$
	110 K (-163 °C)	$1.6 \times 10^{-4}/s$ $10^{-3}/s$ $10^{-2}/s$



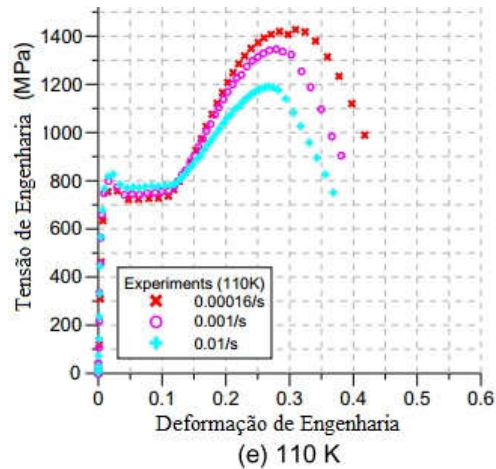


Figura 2.20 – Curvas tensão – deformação obtidas para o aço AISI 304L através do ensaio de tração em diferentes temperaturas e taxas de deformação (YOO, *et al.*, 2011).

Tabela 2.8 – Propriedades mecânicas após o ensaio de tração (YOO, *et al.*, 2011).

Temperatura (K)	Taxa de deformação	σ_{esc} (MPa)	$\sigma_{tração}$ (MPa)	ϵ fratura
293 K	$1,6 \times 10^{-4}/s$	684,7	782,8	0,53
	$10^{-3}/s$	690,6	764,6	0,44
	$10^{-2}/s$	708,2	761,3	0,38
223 K	$1,6 \times 10^{-4}/s$	721,2	1014,3	0,55
	$10^{-3}/s$	740,1	969,3	0,51
	$10^{-2}/s$	758,4	897,1	0,46
153 K	$1,6 \times 10^{-4}/s$	750,2	1278,5	0,46
	$10^{-3}/s$	768,8	1193,0	0,39
	$10^{-2}/s$	793,4	1073,6	0,38
133 K	$1,6 \times 10^{-4}/s$	751,1	1339,6	0,44
	$10^{-3}/s$	768,5	1250,2	0,41
	$10^{-2}/s$	796,5	1118,7	0,39
110 K	$1,6 \times 10^{-4}/s$	766,6	1432,0	0,43
	$10^{-3}/s$	783,9	1350,4	0,40
	$10^{-2}/s$	812,8	1190,1	0,37

VÁZQUEZ-FERNANDÉZ *et al.*, (2019) estudaram o comportamento do aço AISI 301LN sob diferentes taxas de deformação e observaram que em baixas taxas de deformação (regime quase estático $2 \times 10^{-4} s^{-1}$ e $1 \times 10^{-2} s^{-1}$) a taxa de endurecimento aumenta rapidamente por volta de 0,05 de deformação

verdadeira enquanto em taxas de deformação mais altas (1 s^{-1} e 1400 s^{-1}) o aumento da taxa de endurecimento ocorre de maneira muito mais suave. A taxa de deformação de 1400 s^{-1} foi obtida com o uso da barra Hopkinson bi partida sob o modo de carregamento em tração. O aumento rápido na taxa de endurecimento por deformação observada em baixas taxas de deformação é consequência do intenso aumento da taxa de transformação de fase martensítica que começa em deformações verdadeiras da ordem de 0,05. Quando a taxa de deformação é aumentada para o regime dinâmico (1 s^{-1} e 1400 s^{-1}), onde já se considera um regime adiabático, a taxa de transformação de fase de austenita para martensita α' é reduzida e consequentemente, também a resistência do material, incluindo a resistência máxima a tração que decai. Na Figura 2.21 (a) são mostradas, as curvas tensão – deformação verdadeiras sob diferentes taxas de deformação, e com relação ao gráfico (b), as curvas de taxa de endurecimento por deformação com relação à deformação verdadeira. Pode se observar o aumento da tensão de escoamento com o aumento da taxa de deformação para o gráfico (a).

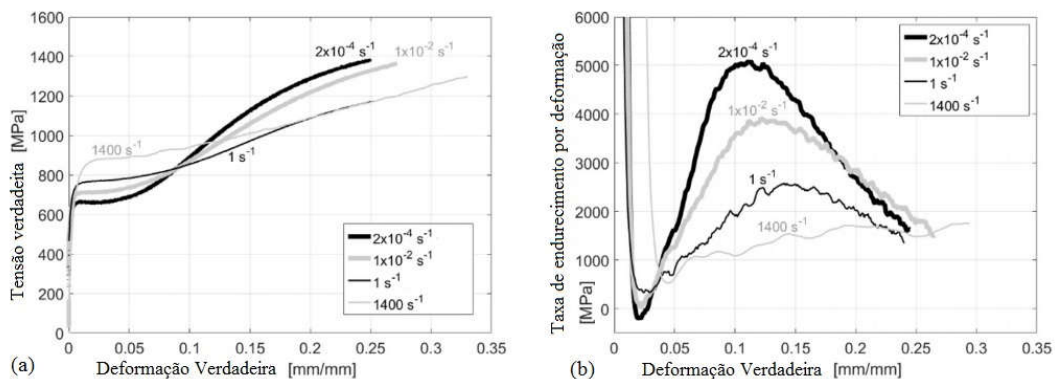


Figura 2.21 – (a) Curvas tensão – deformação verdadeiras do aço AISI 301LN obtidas em temperatura ambiente ensaiadas até a falha dos corpos de prova sob diferentes taxas de deformação.

VÁZQUEZ-FERNANDÉZ *et al.*, (2019) calcularam o aumento de temperatura como função da deformação verdadeira para os ensaios realizados nas taxas de 1 s^{-1} e 1400 s^{-1} e chegaram a conclusão que os valores de aumento de temperatura ficaram muito próximos. A diferença entre

o aumento da temperatura na taxa de 1 s^{-1} e 1400 s^{-1} foi da ordem de apenas 2,5 K de diferença, ou seja, houve um aumento de temperatura de 45 K e 47,5 K para as amostras respectivamente. Para o ensaio na taxa de deformação mais baixa ($2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) o corpo de prova foi monitorado com o auxílio de termopares do tipo K soldados na superfície do mesmo. A medida da temperatura foi realizada até o final do ensaio com a ruptura do corpo de prova. Valores muito próximos de temperatura foram encontrados no corpo de prova monitorado para com aquele calculado de taxa de deformação de 1 s^{-1} . Uma diferença máxima de 5 K de temperatura foi verificada entre eles, tendo o corpo de prova que foi submetido a uma maior taxa de deformação temperatura superior. Baseando-se nas medidas da fração volumétrica da martensita α' entre todos os corpos de prova submetidos às diferentes taxas de deformação, uma menor fração volumétrica foi encontrada quanto maior foi a taxa de deformação aplicada. A mesma tendência com relação à fração volumétrica de martensita α' ocorreu quando FERREIRA *et al.*, (2004) estudaram diferentes taxas de deformação em regime quase estático e dinâmico para o aço AISI 304 através de um carregamento em compressão. Os resultados ficaram evidentes mostrando que sob regime quase estático houve uma maior quantidade de martensita α' formada com relação ao ensaio dinâmico. Os mesmos pesquisadores encontraram nos ensaios que envolveram taxas de deformação mais altas (regime dinâmico) uma maior quantidade de discordâncias parciais em relação às discordâncias perfeitas, foi sugerido que a nucleação e movimento de discordâncias parciais se tornou mais fácil em altas taxas de deformação. Um maior número de falhas de empilhamento se formou, conjuntamente com uma maior fração volumétrica de martensita ϵ ; e a maclagem se tornou o principal modo de deformação.

Os mecanismos de deformação ativos incluindo maclagem, transformação de fase martensítica, deslizamento de discordâncias e suas resistências relativas para com a matriz são influenciadas diretamente pela taxa de deformação. Em altas taxas de deformação como encontrados em processos dinâmicos, o deslizamento de discordâncias torna-se incrivelmente mais difícil devido à redução da ativação térmica e dos efeitos de arraste, resistência, ao passo que a tensão requerida para a maclagem não sofre muita influência pela

taxa de deformação. Portanto, em mais altas taxas de deformação a maclagem torna-se um processo mais favorável do que o deslizamento de discordâncias (SHEN *et al.*, 2012), mesmo em baixas deformações plásticas onde o aquecimento adiabático ainda não elevou a temperatura do material de forma suficiente, tornando a energia de falha de empilhamento essencialmente constante (VÁSQUEZ-FERNANDEZ *et al.*, 2019).

LEE e LIN (2000) estudaram o efeito da transformação martensítica induzida por deformação no aço AISI 304L sob altas taxas de deformação. Os ensaios foram realizados na barra Hopkinson bi partida sob o modo de carregamento em compressão. As taxas de deformação utilizadas nos ensaios foram 800 s^{-1} , 2300 s^{-1} e 4800 s^{-1} em temperatura ambiente. As respostas das curvas tensão – deformação com relação à taxa de deformação são mostradas na Figura 2.22 (a). Observando as curvas plásticas “*flow curves*” e as tensões que ocorrem acima do patamar de escoamento “*flow stresses*” os respectivos pesquisadores mostram que estas tensões são funções sensíveis da taxa de deformação e aumentam com o aumento da taxa de deformação. Como pode ser observado na Figura 2.22 (b) os pesquisadores mostram que para qualquer taxa de deformação especificada existe uma relação linearmente crescente entre a fração volumétrica da martensita com o aumento da deformação. O aumento da fração volumétrica de martensita α' formada com o aumento da taxa de deformação demonstram os pesquisadores, que o efeito do aquecimento adiabático não afeta a transformação martensítica de forma a diminuir a sua quantidade com o aumento da taxa de deformação. Os pesquisadores propõem o modelo de transformação martensítica baseado no seguinte mecanismo de transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$. Um arranjo planar de discordâncias, bandas de cisalhamento e martensita são observadas em deformações verdadeiras de 0,05 sob a taxa de deformação de 800 s^{-1} . Os pesquisadores concluem que devido à alta estabilidade da austenita do aço estudado a fração volumétrica de martensita α' foram menores que 0,04 e que nesta quantidade exercem pouca influência na resposta mecânica do material.

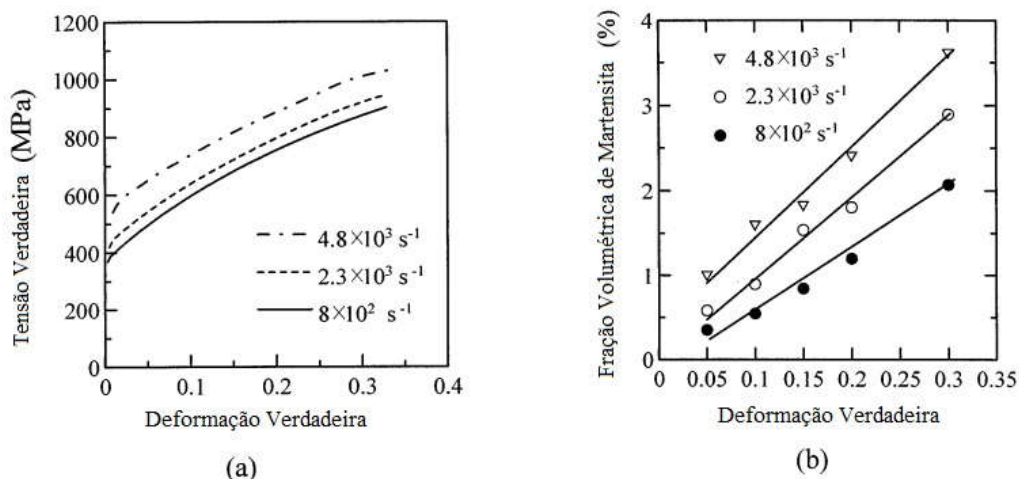


Figura 2.22 – (a) Variação da tensão verdadeira em função da deformação verdadeira e sua relação com o aumento da taxa de deformação. (b) Variação da fração volumétrica de martensita em relação a deformação verdadeira e sua relação com o aumento da taxa de deformação. (LEE, LIN, 2001).

ACHARYA *et al.*, (2019) estudaram dois aços inoxidáveis denominados AISI SS304L e AISI SS316LN em altas taxas de deformação sob diferentes taxas de carregamento. Estas taxas variaram de 700 s^{-1} a 3000 s^{-1} com o uso da barra Hopkinson bi partida sob o modo de carregamento em compressão uniaxial em temperatura ambiente. Após as amostras serem impactadas foi utilizado o equipamento de emissão magnética de Barkhausen para a medida magnética da fase martensita α' determinando assim a sua fração volumétrica nas respectivas amostras ensaiadas. Na Figura 2.23 são mostradas as curvas obtidas em diversas taxas de deformação para o material AISI SS304L. Os pesquisadores encontraram um aumento considerável da tensão em 0,2% de deformação com o aumento da taxa de deformação. Valores aproximados de 145 MPa (tensão), na deformação de 0,2%, foram obtidos na taxa de deformação de 700 s^{-1} , ao passo que na taxa de deformação de 3000 s^{-1} o valor de tensão encontrado, na deformação de 0,2%, foi de aproximadamente 400 MPa. O aumento da taxa de deformação também mostrou um aumento das tensões que ocorrem acima do patamar de escoamento (*flow stress*) concomitantemente com o aumento da deformação.

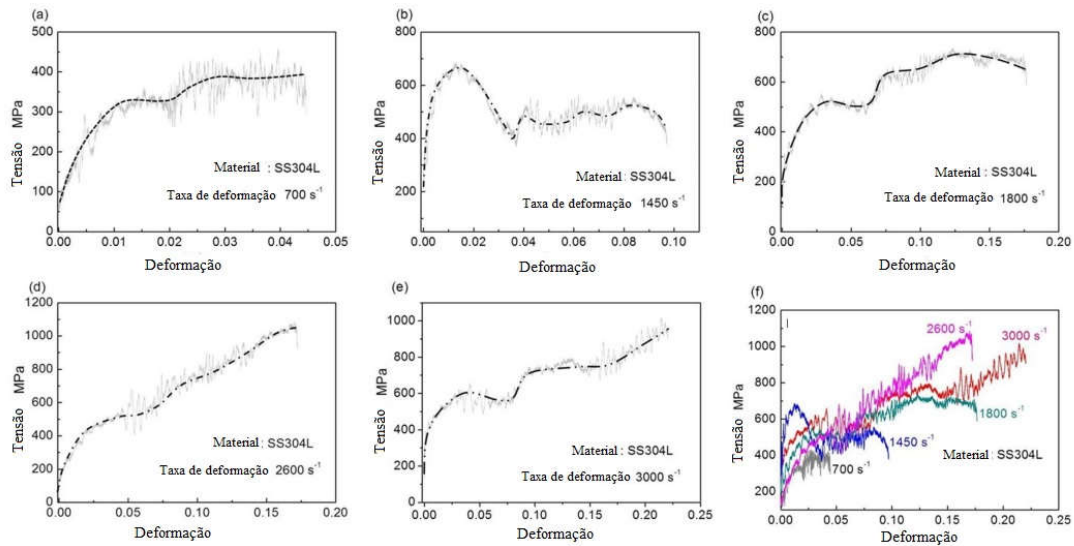


Figura 2.23 – Comportamento do material AISI SS304L sob diferentes taxas de deformação em temperatura ambiente. (a) 700 s^{-1} . (b) 1450 s^{-1} . (c) 1800 s^{-1} . (d) 2800 s^{-1} . (e) 3000 s^{-1} . (f) Curvas tensão-deformação sobrepostas 700 s^{-1} - 3000 s^{-1} (ACHARYA *et al.*, 2019)

Na Figura 2.24 são mostradas as curvas obtidas em diversas taxas de deformação para o material AISI SS316LN. Os pesquisadores encontraram um aumento da tensão com 0,2% de deformação com o aumento da taxa de deformação, os valores não foram de um aumento substancial quando comparado com o material AISI SS304L. Valor aproximado de 235 MPa (tensão), na deformação de 0,2%, foram obtidos na taxa de deformação de 700 s^{-1} , ao passo que na taxa de deformação de 3000 s^{-1} o valor de tensão encontrado, na deformação de 0,2%, foi de aproximadamente 385 MPa. Quando a comparação diz respeito à curva plástica (*flow curve*), entre os dois materiais, as tensões acima do patamar de escoamento (*flow stress*) do material AISI SS304L demonstram valores maiores quando comparadas as tensões plásticas do material AISI SS316LN em quase todas as taxas de deformação aplicadas (700 s^{-1} – 3000 s^{-1}). Com respeito às deformações, o material AISI SS304L apresenta também valores superiores em deformação em quase todas as taxas de deformação impostas, somente a taxa de 1450 s^{-1}

se mostrou diferente, onde o material AISI SS316LN revelou deformações superiores ao AISI SS304L.

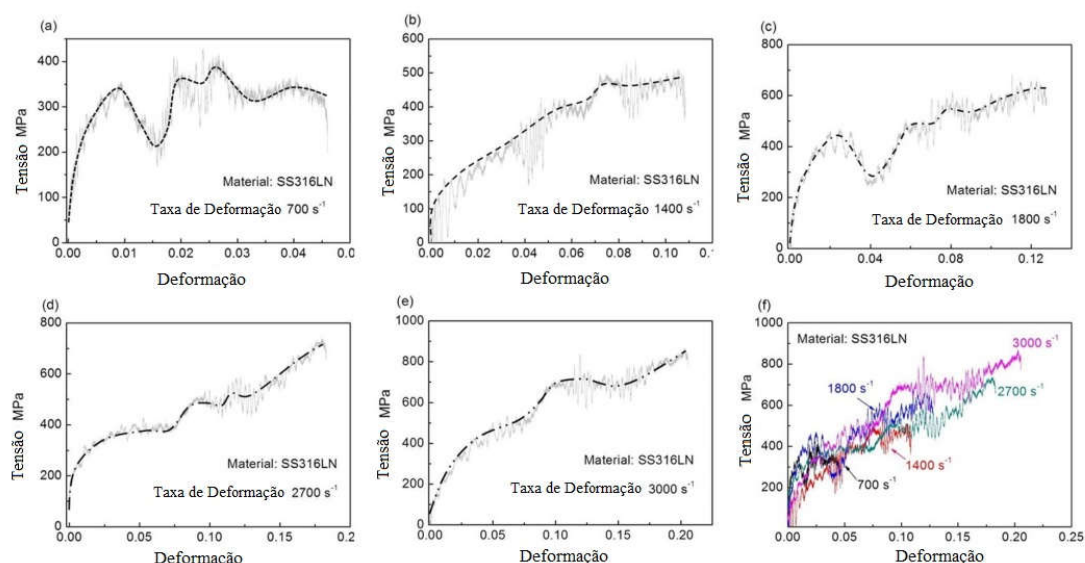


Figura 2.24 - Comportamento do material AISI SS316LN sob diferentes taxas de deformação em temperatura ambiente. (a) 700 s⁻¹. (b) 1450 s⁻¹. (c) 1800 s⁻¹. (d) 2800 s⁻¹. (e) 3000 s⁻¹. (f) Curvas tensão-deformação sobrepostas 700 s⁻¹ - 3000 s⁻¹ (ACHARYA *et al.*, 2019).

Os valores das medidas magnéticas obtidas pelos autores após as amostras serem impactadas em diferentes taxas de deformação são mostradas na Figura 2.25. Os dados plotados na respectiva figura confirmam que houve transformação de fase induzida por deformação predominantemente para o material SS 304L. Os resultados indicaram que houve um aumento da transformação martensítica com o aumento da taxa de deformação até a taxa de 1800 s⁻¹, onde existe o ponto de saturação com percentagem de fase martensítica variando entre 10 a 12%. Com o consequente aumento da taxa de deformação há um decaimento da transformação de fase induzida por deformação até alcançar valores irrisórios na taxa de deformação de 3000 s⁻¹ devido ao aquecimento adiabático.. Com relação ao material SS316 LN os resultados das medidas magnéticas mostram que a transformação martensítica induzida por deformação é praticamente inexistente.

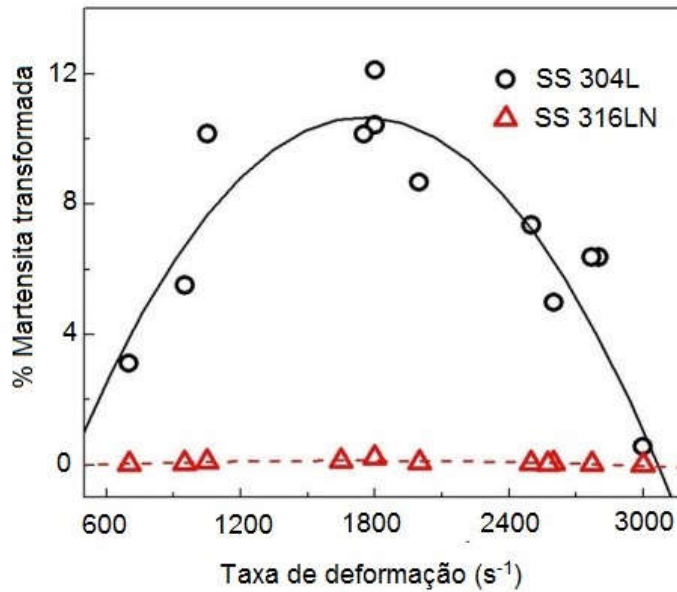


Figura 2.25 – Transformação martensítica em percentual volumétrico em diferentes taxas de deformação para os materiais SS 304L e SS 316LN (ACHARYA *et al.*, 2019).

Após os impactos em várias taxas de deformação os pesquisadores realizaram testes de dureza por indentação para medir a sua resistência a deformação plástica. O ensaio de dureza utilizou o método Vickers. Na Figura 2.26 são mostrados os valores encontrados. Os valores mínimos de dureza foram obtidos na menor taxa de deformação aplicada (600 s⁻¹) com valores de 300 e 250 HV para os materiais SS 304L e SS316LN respectivamente. Para ambos os materiais há um aumento da dureza bem definido com o aumento da taxa de deformação aplicada, mas há uma diferença nítida na taxa de endurecimento para os materiais estudados. No caso do material SS 304L há um aumento íngreme da dureza nos estágios iniciais de deformação (menores taxas de deformação aplicadas) chegando ao valor máximo de 370 HV na taxa de deformação de 1800 s⁻¹, decaindo ao valor de 350 HV com o aumento da taxa de deformação (3000 s⁻¹). Com relação ao material SS 316LN há um aumento da dureza com o aumento da taxa de deformação de forma contínua até a maior taxa de deformação aplicada (3000 s⁻¹). Nesta taxa de deformação aplicada o valor de dureza obtido com o ensaio de dureza foi de 350 HV.

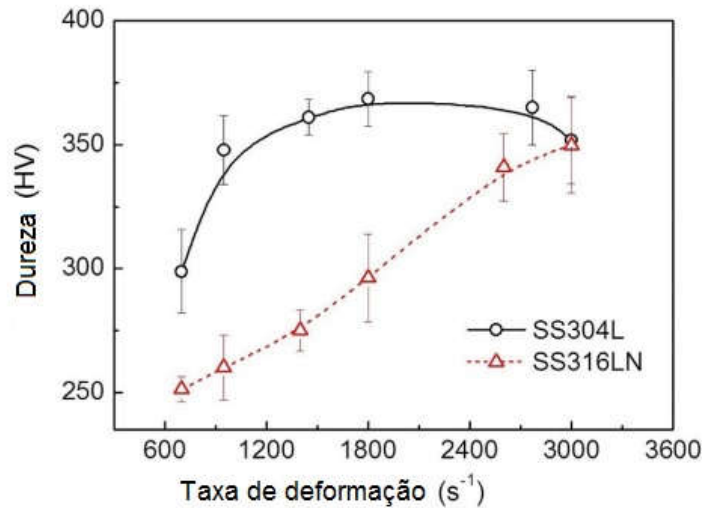


Figura 2.26 –Valores de dureza Vickers em diferentes taxas de deformação para os materiais SS 304L e SS 316LN (Acharya *et al.*, 2019).

O trabalho de ALTURK e colaboradores (2017) investigou a influência da taxa de deformação e da transformação de fase induzida por deformação sobre as propriedades mecânicas no aço inoxidável austenítico 201. Este material foi ensaiado em um regime quase estático ($5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), em duas taxas de deformação intermediárias (10^0 s^{-1} e 10^1 s^{-1}) e em uma alta taxa de deformação ($5 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$), todos sob o modo de carregamento em tração. Medidas magnéticas e por difratometria de raios X foram usadas para a quantificação da transformação de fase martensítica. O ensaio em alta taxa de deformação primeiramente foi executado na barra Hopkinson bi partida sob carregamento trativo, mas o corpo de prova não chegou a se romper. Desta forma o ensaio em alta taxa de carregamento foi realizado em uma máquina por controle servo hidráulico. As curvas tensão deformação de engenharia geradas graficamente a partir dos ensaios mecânicos são reveladas na Figura 2.27. Os resultados demonstram que o aço inoxidável austenítico 201 quando submetido a taxas de deformação intermediárias e altas que há uma clara inibição da transformação martensítica induzida por deformação. Os autores fazem uma comparação com o aço inoxidável 301, com grande instabilidade da fase austenítica perante o trabalho mecânico, mostrando que a composição química do aço 201 torna

este material muito mais estável à transformação martensítica induzida por deformação.

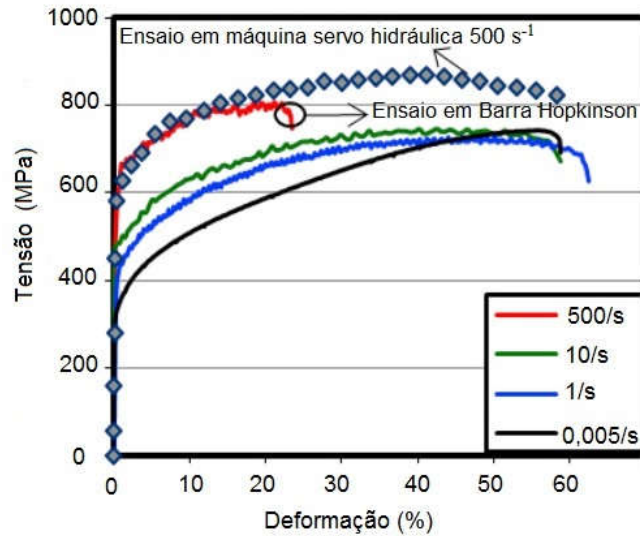


Figura 2.27 – Curvas tensão – deformação de engenharia para o aço inoxidável 201 sob diferentes taxas de carregamento (ALTURK *et al.*, 2017).

Usando a difração de raios X e a ferritoscopia para a medição da fração volumétrica de martensita presente no material em estudo observa-se na Figura 2.28 que apenas no regime quase estático de deformação ocorre transformação martensítica considerável no aço inoxidável 201.

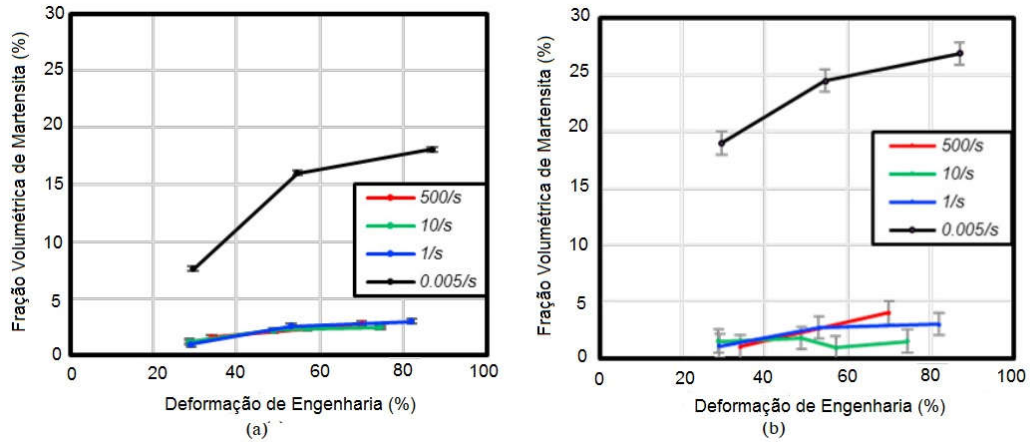


Figura 2.28 – Fração volumétrica de martensita medida através de duas técnicas diferentes. (A) Uso de ferritoscópio por indução magnética (B) Difração de raios X (ALTURK *et al.*, 2017).

Os pesquisadores apontam que quando este material foi submetido ao ensaio sob tração utilizando maiores taxas de deformação que o mesmo apresenta uma forte sensibilidade frente a este carregamento. Do ponto de vista de uma perspectiva mais prática os resultados indicam que este material tem uma resposta favorável perante altas taxas de carregamento, exibindo um aumento substancial de resistência e tenacidade (capacidade de absorver energia) durante um evento de impacto como os encontrados em veículos motorizados, principalmente quando comparados a eventos de carregamento quase estáticos.

2.4 Ensaios dinâmicos em materiais

O comportamento mecânico em altas taxas de deformação difere consideravelmente do observado em taxas de deformação mais baixas assim como intermediárias. Desta maneira, muitas aplicações em engenharia requerem a caracterização do comportamento mecânico dos materiais em altas taxas de deformação sob o contexto dinâmico. Modelos constitutivos esforçam-se em capturar as relações fundamentais entre as variáveis independentes tais como a tensão, taxa de deformação, deformação, estado de tensões e temperatura, pois estas afetam o comportamento constitutivo dos materiais. Ensaios em altas taxas de deformação fornecem dados necessários a

criticidade requerida para o desenvolvimento de descrições de modelos constitutivos preditivos dos materiais. Modelos robustos de materiais que capturam o controle físico das respostas dos materiais às altas taxas de deformação são muito requeridos para simulações numéricas baseadas em elementos finitos de processos e sistemas de engenharia complexos. Impactos automobilísticos, choque de objetos contra aeronaves e estações espaciais, processos industriais como a soldagem por explosão e a extrusão em alta velocidade, explosões repentinas em unidades de processamento e refino de hidrocarbonetos e também a balística terminal são alguns exemplos do contexto dinâmico em engenharia. Grande quantidade de dados experimentais relativos ao comportamento de materiais sob altas taxas de deformação estão disponíveis na literatura, principalmente para alguns materiais metálicos ferrosos e não ferrosos. Os resultados indicam que para muitos metais há uma relação linear entre a tensão que ocorre acima do patamar de escoamento (*flow stress*) e o logaritmo da taxa de deformação, desde os ensaios em baixa taxa de deformação até aos ensaios em taxas de deformação de cerca de 10^3 s^{-1} . Acima desta faixa, entretanto, a tensão que ocorre acima do patamar de escoamento (*flow stress*) aumenta bem mais rapidamente com o aumento da taxa de deformação, a linearidade desaparece, e a extrapolação a partir do comportamento a taxas de deformação menores é inválida. Os dados experimentais tornam-se mais raros para com as taxas de deformação acima de 10^4 s^{-1} devido ao aumento da dificuldade do ensaio. Nesta faixa de taxa de deformação a tensão de escoamento inferior é proporcional à taxa de deformação ao invés do seu logaritmo, o que descreve uma região de resposta mecânica controlada, em parte, por um mecanismo de amortecimento viscoso e não mais por processos ativados termicamente como para taxas de deformação abaixo de 10^3 s^{-1} (NEMAT-NASSER, 2000).

As diferenças fundamentais entre os ensaios em altas taxas de deformação para com os ensaios em baixas taxas de deformação são devidas aos efeitos de propagação de ondas e também aos efeitos de inércia. Quando partimos de um ensaio que utiliza taxas de deformação baixas para outro que utiliza média/altas taxas de deformação, a medida de carregamento obtida por uma célula de carga é a primeira a ser afetada pela propagação de ondas. À

medida que a taxa de deformação aumenta, a deformação uniforme dentro do corpo de prova torna-se cada vez mais crítica. Quando taxas de deformação acima de 10^4 s^{-1} são atingidas, propagações de ondas de choque se tornam mais constantes. Na Tabela 2.9 são exemplificadas as técnicas experimentais para vários regimes de taxas de deformação empregadas.

O desenvolvimento da técnica de ensaio que se baseia na barra Hopkinson de pressão tem conduzido a avanços significativos nos testes que envolvem altas taxas de deformação. Esta técnica resulta nas mais altas taxas de deformação sob condição uniaxial com um comportamento em deformação uniforme, ou seja, o corpo de prova se mantém em equilíbrio dinâmico. Além do mais, a determinação da tensão com o corpo de prova em deformação é feita com a ausência de célula de carga, e a medida da deformação é realizada sem a monitoração direta do comprimento do corpo de prova.

Tabela 2.9 –Técnicas experimentais em varias taxas de deformação em ensaios de compressão (ASM METALS HANDBOOK, 2000),

Taxa de Deformação	Técnicas Experimentais	Propagação de Ondas
--------------------	------------------------	---------------------

Baixa taxa: $\dot{\epsilon} < 0,1 \text{ s}^{-1}$	Máquinas universais de ensaios por fuso mecânico ou servo hidráulicas	Não é significativa
Média taxa: $0,1 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 200 \text{ s}^{-1}$	Máquinas universais servo hidráulicas, ensaios de queda e (<i>Cam Plastometer</i>)	Influencia na medição da carga
Alta taxa: $200 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^5 \text{ s}^{-1}$	Barra de pressão Hopkinson	Afeta a aproximação da tensão uniforme
	Ensaio de Taylor (<i>Rod impact Test</i>)	Análise é requerida para a interpretação dos resultados
Atíssima taxa: $\dot{\epsilon} > 10^5 \text{ s}^{-1}$	(<i>Flyer plate impact</i>)	É crítica

2.5 A técnica da barra de Hopkinson

O ensaio denominado de barra Hopkinson homenageia Bertram Hopkinson (GRAY, 2000) que, em 1914, desenvolveu um método para determinação da variação no tempo da pressão produzida em uma barra perfeitamente alinhada, simétrica e longa, através de impacto de um projétil ou artefato explosivo. O impacto era capaz de produzir uma onda de tensão finita que ao chegar à extremidade oposta da barra era parcialmente transmitida a um disco de aço justaposto à barra por uma fina camada de óleo. Este disco era impactado tendo seu momento medido com um auxílio de um dispositivo chamado de pêndulo balístico. Bertram Hopkinson havia compreendido à medida que a sollicitação da barra de pressão permanecesse na região elástica, os deslocamentos ao longo da barra estariam diretamente relacionados às tensões, e que o comprimento de onda na barra relacionava-se à duração do impacto pela velocidade do som se propagando na mesma, sendo esta medida bem conhecida.

Em 1949 Kolsky colocou um corpo de prova entre duas barras de pressão criando o teste clássico da barra Hopkinson bipartida que também é chamado de barra de Kolsky. Para esta configuração, Kolsky apresentou expressões que permitem calcular as propriedades do corpo de prova a partir da medição da variação temporal das deformações nas barras. Estas medições beneficiavam-se do trabalho anterior de Davies com condensadores (NEMAT-NASSER, 2000). Existem duas configurações básicas da barra de pressão Hopkinson, a barra bipartida e a de barra única, o princípio básico das duas técnicas são similares, mas a configuração mais amplamente usada é a da barra bipartida como mostra a Figura 2.29.

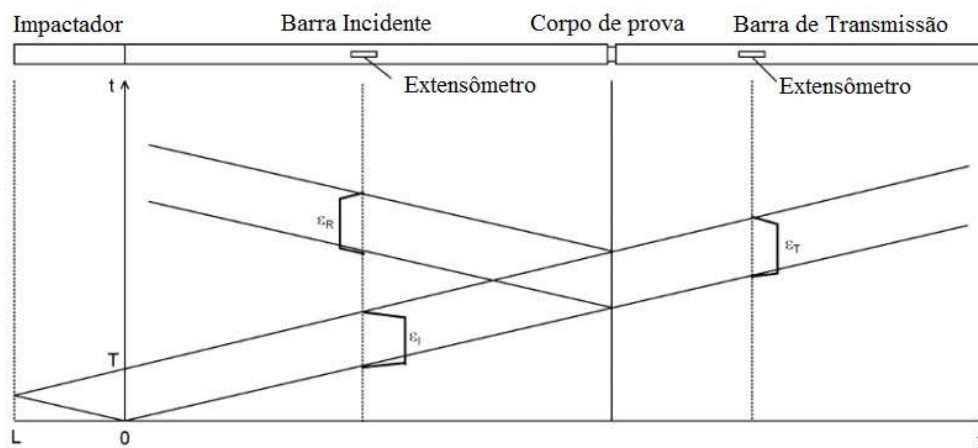


Figura 2.29 – Propagação da onda de tensão em uma barra de pressão Hopkinson bi partida (CHEN, SONG, 2011).

O ensaio consiste de duas barras de pressão elásticas que literalmente deformam o corpo de prova entre as mesmas. Esta deformação é causada pelo impacto de uma terceira barra, chamada de barra de impacto para com a barra incidente, acelerada através de um dispositivo pneumático. Uma onda compressiva é gerada internamente na barra incidente que ao chegar à interface com o corpo de prova é parcialmente refletida e parcialmente transmitida ao corpo de prova, comprimindo-o. A deformação dependente do tempo é medida através de extensômetros colados sobre a barra incidente e também de transmissão. Uma parte da onda incidente é refletida de volta como uma onda de tração. O extensômetro da barra incidente é o transdutor responsável por medir a deformação causada pela onda refletida e também

pela onda incidente. Estas medidas de deformação sobre as barras de pressão são usadas para determinar o comportamento tensão – deformação no corpo de prova ensaiado se duas condições básicas são satisfeitas. A primeira condição se deve a propagação das ondas de tensão dentro das barras de pressão que precisa ser unidimensional, e a segunda premissa deve ser satisfeita sob o contexto de deformação uniforme no corpo de prova ensaiado. Em barras cilíndricas de comprimento infinito é possível existir a propagação de três tipos de onda diferentes: as longitudinais, as transversais e as torsionais. Em estudos independentes CHEN e SONG (2011) apontam que Pochhammer (POCHAMMER, 1876) e Chree (CHREE, 1889) descobriram as equações e a solução para a propagação de ondas longitudinais numa barra cilíndrica de comprimento infinito. Segundo Kolsky (KOLSKY, 1949), a teoria aplicável a uma barra cilíndrica infinita é baseada na condição de fronteira onde se considera que na superfície cilíndrica livre, tanto a tensão normal como a tensão de corte desaparecem. A barra incidente e de transmissão devem ser também suficientemente longas para assegurar a propagação de ondas unidimensionais e facilitar grandes deformações no corpo de prova. As barras devem permanecer linearmente elásticas para que as deformações superficiais sejam linearmente relacionadas às ondas de tensão que se propagam internamente nas mesmas para que possa ser aplicada a teoria das ondas elásticas. Conforme os estudos realizados por Davies (1956), quando o razão entre o comprimento, L , e o diâmetro, D , de uma barra, a razão L/D , é maior que 10, a onda de tensão é considerada unidimensional, e por isso a tensão e o deslocamento são uniformes ao longo da área transversal da barra, assim como a pressão radial é nula. Foi graças a estas conclusões que foi possível concluir que se poderiam fazer leituras de deformação na superfície das barras recorrendo a extensómetros. A barra Hopkinson como um todo compartilha um projeto comum com relação aos dispositivos de ensaio. Esta barra de pressão que utiliza o modo de carregamento em compressão consiste de duas barras longas e simétricas de alta resistência mecânica. Acessórios como mancais e dispositivos para alinhamento permitem que as barras e o projétil de impacto (barra de impacto) se movam livremente enquanto retém um alinhamento axial preciso. Um dispositivo pneumático, chamado também de pistola a gás

comprimido ou sistema de propulsão, é capaz de acelerar a barra de impacto de modo a produzir um pulso compressivo controlado na barra incidente ou barra de entrada. Extensômetros são colados sobre as barras para medir a propagação das ondas de tensão nas mesmas, e por final necessita-se de um sistema eletrônico de aquisição de dados de modo a controlar, salvar e analisar as informações das ondas de tensão nas barras. A maneira mais comum de gerar uma onda incidente na barra de entrada é propelir a barra de impacto contra a barra de entrada (incidente). Esta barra de impacto é normalmente fabricada com a mesma composição de liga e tratamento térmico da barra incidente e transmissora, assim como o mesmo diâmetro. O comprimento e a velocidade da barra de impacto são escolhidos de modo a produzir tanto uma taxa de deformação desejada como também determinada deformação no corpo de prova ensaiado. A barra de impacto em contato com a barra incidente, depois de devida aceleração e choque, desenvolve uma onda compressiva longitudinal nesta barra, designada como ϵ_i , como indicado na Figura 2.29. Assim que essa onda alcança a interface da barra incidente com o corpo de prova, parte do pulso, designado como ϵ_R , é refletido enquanto o restante do pulso passa através do corpo de prova chegando até a barra de transmissão e é designado como ϵ_T . Tanto o tempo de passagem, como também a magnitude dos pulsos, são capturados pelos extensômetros que estão geralmente posicionados nas posições centrais da barra de entrada e de saída (barra de transmissão). Na Figura 2.30 são mostradas as medidas capturadas por extensômetros dos pulsos resultantes do ensaio em barra Hopkinson bipartida de um corpo de prova de aço inoxidável AISI 304L, onde as barras de pressão deste equipamento são fabricadas em aço *maraging*.

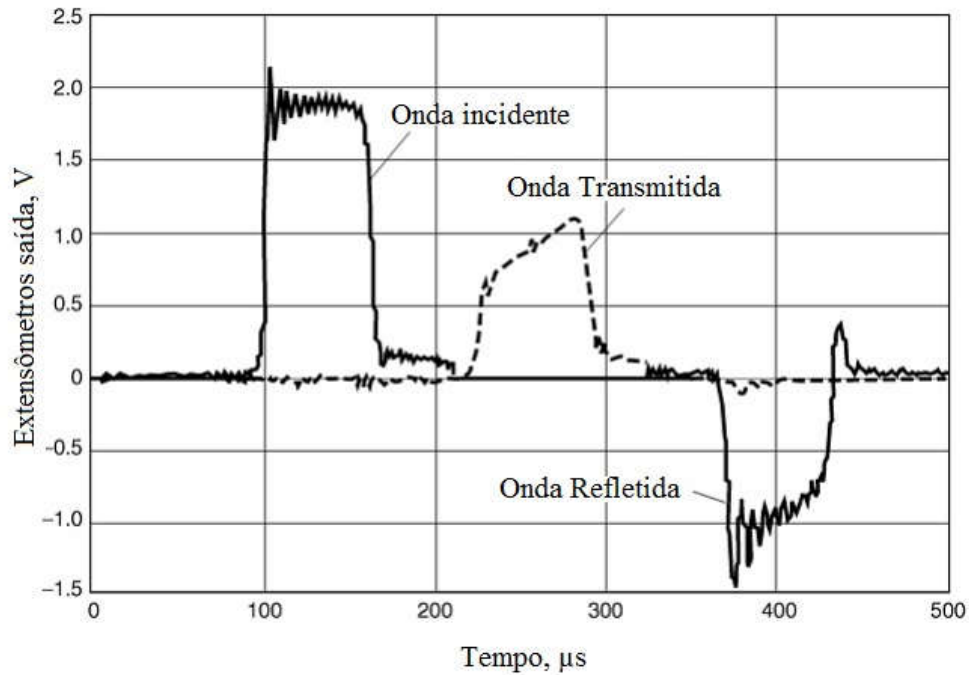


Figura 2.30 – Ensaio em barra Hopkinson bi partida convencional em corpo de prova de aço AISI 304 L mostrando as três ondas capturadas pelos extensômetros com o auxílio de um osciloscópio em função do tempo (GRAY, 2000).

Quando o pulso incidente chega ao corpo de prova que está sendo ensaiado, uma onda de carregamento compressivo é gerada dentro do corpo de prova. A onda de carregamento compressivo se propaga através do mesmo atingindo a interface com a barra de transmissão. Por projeto, a impedância mecânica do corpo de prova é menor do que a impedância das barras de entrada e de saída. Quando a onda encontra a interface de saída com a barra de transmissão, a mesma reflete nesta interface, continuando como uma onda de carregamento, resultando em mais compressão no corpo de prova. Esta onda agora chega à interface com a barra de entrada, mais uma vez a onda é refletida devido a maior impedância da barra com relação ao corpo de prova, resultando em mais carregamento compressivo na amostra sendo ensaiada. Este processo continua até que a tensão dentro da amostra chegue à determinada magnitude a qual é suficientemente alta para gerar deformações inelásticas, resultando em um escoamento plástico finito no corpo de prova sob

carregamento compressivo. Uma vez que o escoamento plástico substancial ocorreu no corpo de prova, podemos negligenciar as propagações de onda adicionais dentro da amostra desde que a amplitude da frente de onda subsequente seja muito pequena. Portanto, em momentos posteriores a tensão dentro do corpo de prova é essencialmente uniforme, ou seja, após determinado tempo há um equilíbrio dinâmico na amostra, sempre partindo da premissa que existe ausência de fricção entre a amostra e as barras, e que a mesma está sob carregamento uniaxial (FOLLANSBEE., *et al* 1985). Os materiais dúcteis podem sofrer grandes deformações através do carregamento compressivo uniaxial e muitas vezes podem vir a ocorrer um formato de barril nos corpos de prova cilíndricos deformados, o que é indesejável, pois um estado de tensões diferente do uniaxial estará ocorrendo.

Resultados de um ensaio convencional em barra Hopkinson bipartida foram apresentados para um aço SAE 1046, onde as barras deste equipamento tinham diâmetro de 19 mm. As barras são feitas de um aço *maraging* de elevada resistência mecânica e tenacidade com densidade $\rho = 8278 \text{ kg/m}^3$., módulo de Young $E = 200 \text{ GPa}$ e com velocidade de onda $c = 4970 \text{ m/s}$. Na Figura 2.31 são mostradas as medidas capturadas por extensômetros dos pulsos resultantes do ensaio (CHEN *et al.*, 2003).

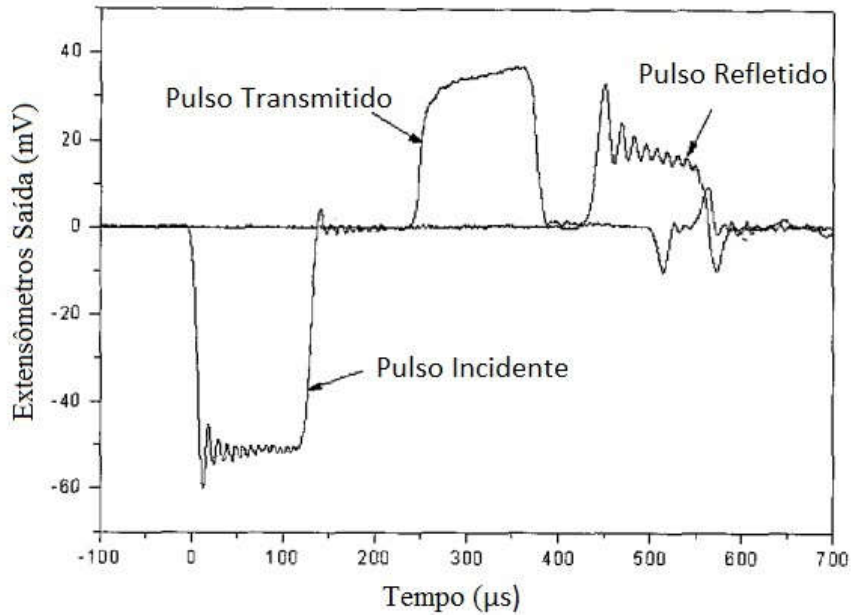


Figura 2.31 – Ensaio convencional em barra Hopkinson bipartida em corpo de prova de aço SAE 1046 mostrando os três pulsos capturados pelos extensômetros com o auxílio de um osciloscópio em função do tempo (CHEN *et al.*, 2003).

Usando os sinais das ondas (pulsos) das medidas de deformação captadas pelos extensômetros referentes à barra de entrada e de saída, ao longo do tempo, as forças e as velocidades nas interfaces corpo de prova - barra de pressão podem ser determinadas. Quando o corpo de prova está em regime de deformação uniforme, a taxa de deformação do ensaio é diretamente proporcional à amplitude da onda refletida. Similarmente, a tensão é diretamente proporcional à amplitude da onda transmitida. A onda refletida também é usada para se obter a deformação no corpo de prova através do cálculo de integração da taxa de deformação. Com o uso destes sinais captados podemos gerar um gráfico tensão - deformação dinâmico da amostra ensaiada.

2.6 Propagação de ondas em barras cilíndricas

A equação da propagação de onda em barra cilíndrica por meio unidirecional será deduzida. Serão determinados os níveis de tensão e as velocidades das partículas associados à propagação das ondas resultantes de um impacto entre barras. Nesta análise se considera a propagação de onda estritamente unidirecional não levando em conta os deslocamentos radiais devido ao efeito de *Poisson*. Desta forma consideram-se nulos os efeitos de deformação, tensão, inércia e amortecimento na direção radial à propagação de onda.

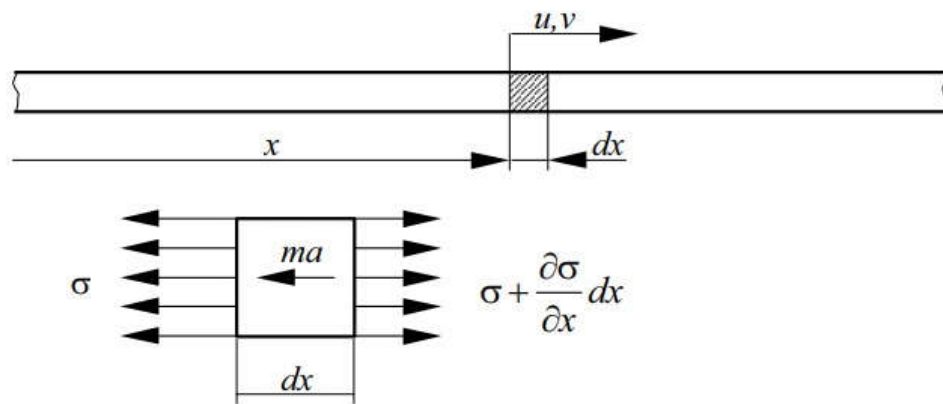


Figura 2.32 – Barra cilíndrica com seu elemento diferencial dx de coordenada x e deslocamento u sob um estado de tensão (MEYERS, 1994).

A coordenada x refere-se à posição da seção transversal da barra com área A . O deslocamento transversal desta seção é descrito pela variável $u(x,t)$. Assumindo que

$$-\sigma A + \left(\sigma + \frac{\partial \sigma}{\partial x} dx \right) A = \rho A dx \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}$$

Equação 2-15

uma barra cilíndrica em que a área A de qualquer seção reta não varia com a direção x . Assumindo um comportamento elástico do material, segundo a lei de Hooke, para um estado uniaxial de tensão obtém-se:

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad \rightarrow \quad \sigma = E X \varepsilon$$

Equação 2-16

Considerando apenas a deformação uniaxial, está é dada por:

$$\varepsilon_x = \frac{\partial u}{\partial x}$$

Equação 2-17

que substituída na
em

Equação 2-15 resulta

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(E \frac{\partial u}{\partial x} \right) = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}$$

Equação 2-18

Considerando a barra cilíndrica construída com um material homogêneo onde E e ρ não variam com x , temos que

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{E}{\rho} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \quad \text{ou} \quad \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = \frac{1}{C_0^2} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad \text{onde } C_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$$

Equação 2-19

Onde a Equação 2-19 representa a equação da onda, onde C_0 é a velocidade longitudinal de propagação de onda na barra cilíndrica. A solução para a equação da onda pode ser escrita da seguinte forma para, uma onda se propagando num meio material:

$$u(x, t) = F(x - C_0 t) + G(x + C_0 t)$$

Equação 2-20

F e G são funções que descrevem como os pulsos (ondas) se propagam em um dado meio material. A função F representa um pulso que se propaga na direção positiva com relação ao eixo x , enquanto a função G representa um pulso que se propaga no sentido contrário ao mesmo eixo. Estas funções podem representar a onda incidente (F) e a onda refletida (G) em uma barra Hopkinson. Estes pulsos mantêm a sua forma ao longo do tempo e se propagam com uma velocidade C_0 .

No caso de uma onda com uma amplitude F se propagando na direção x em uma barra cilíndrica de dimensões infinitas, o deslocamento u das partículas será:

$$u(x, t) = F(x - C_0 t)$$

Equação 2-21

Sendo a velocidade de partícula igual a:

$$v(x, t) = \frac{\partial u(x, t)}{\partial t} = -C_0 F'(x - C_0 t)$$

Equação 2-22

E a deformação igual a:

$$\varepsilon(x, t) = \frac{\partial u(x, t)}{\partial x} = F'(x - C_0 t)$$

Equação 2-23

Fazendo a substituição da Equação 2-22 na Equação 2-23 obtemos

$$\varepsilon(x, t) = \frac{-v(x, t)}{C_0} \quad \text{ou} \quad \varepsilon = -\frac{v_p}{C_0}$$

Equação 2-24

Sendo v_p a velocidade de partícula. Em um caso uniaxial de tensão temos,

$$\sigma(x, t) = E\varepsilon(x, t) \quad e \quad C_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$$

Equação 2-25

Podemos obter:

$$\sigma(x, t) = E \frac{\partial u(x, t)}{\partial x} = EF'(x - C_0 t) = \frac{Ev(x, t)}{-C_0} = -\rho C_0 v(x, t) \quad \text{ou} \quad \sigma = -\rho C_0 v_p$$

Equação 2-26

As expressões matemáticas como apresentadas nas equações anteriores descrevem a evolução temporal das tensões e deformações em função da velocidade das partículas e das propriedades do material que constitui a barra. Através da aceleração da barra de impacto se gera a força de impulso, onde a mesma barra termina por se chocar com a barra incidente como é mostrado na Figura 2.33. Desta maneira precisamos relacionar a velocidade da barra de impacto (v_{imp}) com a velocidade das partículas (v_p).

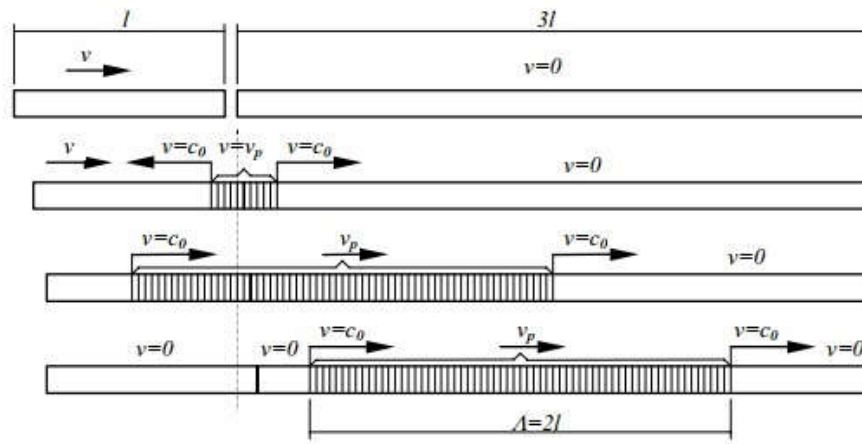


Figura 2.33 – Barra de impacto e sua colisão com a barra incidente em repouso (MEYERS, 1994).

O chamado teorema do impulso mostra que essa grandeza é igual à variação da quantidade de movimento. Um sistema só é considerado conservativo se não existir ação de forças externas, portanto, para um sistema conservativo, o impulso é nulo. Tendo isso em vista, podemos escrever que a quantidade de movimento final de um sistema deve ser exatamente igual à sua quantidade de movimento inicial. Assim temos:

$$Q_{imp} = m \times v_{imp} = A_0 l_{imp} \rho_0 v_{imp}$$

$$Q_p = m \times v_p = 2A_0 l_{imp} \rho_0 v_p$$

Equação 2-27

Em que Q_{imp} é a quantidade de movimento da barra de impacto e Q_p a quantidade de movimento das partículas. As grandezas da equação acima são denominadas de massa (m), área das seções transversais das barras (A_0) e densidade (ρ_0) das mesmas. Assim igualando os segundos membros das equações anteriores temos que:

$$v_p = \frac{v_{imp}}{2}$$

Equação 2-28

No que diz respeito às tensões na barra é a velocidade de impacto que condiciona sua magnitude. De acordo com a Equação 2-26 e a

Equação 2-28 a tensão e a deformação obtidas na barra Hopkinson por ação da barra de impacto podem ser obtidas por:

$$\sigma = -\rho C_0 \frac{v_{imp}}{2} \quad \varepsilon = -\frac{v_{imp}}{2 C_0}$$

Equação 2-29

Aplicando a lei de Hooke a qualquer seção da Barra de Hopkinson por onde a onda se propaga pode-se determinar o esforço normal atuante na seção:

$$\sigma = E \varepsilon \rightarrow \sigma = \frac{Força}{Área} = E \varepsilon \rightarrow Força = E \varepsilon A$$

Equação 2-30

2.7 Cálculo das tensões e deformações no corpo de prova

Sempre que um impulso atinge uma seção ou interface onde se verifica uma alteração de impedância mecânica haverá lugar para uma reflexão e

transmissão do respectivo pulso. A impedância mecânica de um material, Z , é definida na Equação 2-31 em que C_0 é a velocidade de propagação e ρ a densidade. Uma barra cilíndrica com área A possui uma impedância mecânica de:

$$Z = A \rho C_0$$

Equação 2-31

A razão de amplitude dos pulsos refletido e transmitido será governada pelas características de impedância da seção ou interface. Assim na barra de pressão Hopkinson, quando a onda atinge o corpo de prova, haverá sempre uma reflexão e uma transmissão deste pulso.

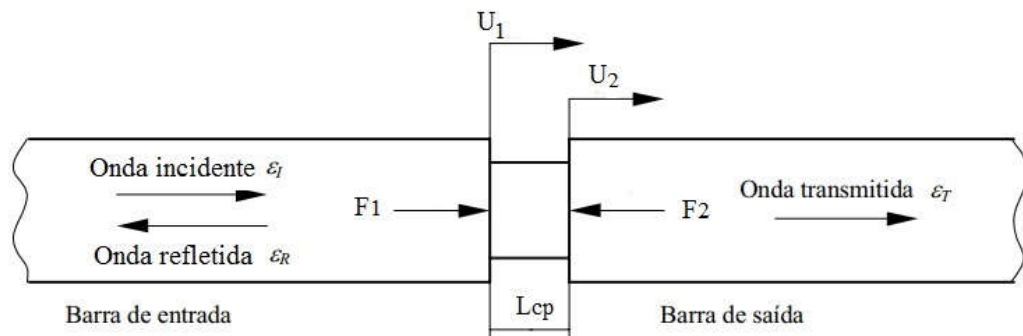


Figura 2.34 –Visão expandida da interface barra incidente – corpo de prova e da interface corpo de prova barra de transmissão.

Utilizando a Equação 2-20, onde u_i representa a onda incidente e u_r a onda refletida temos que:

$$u(x, t) = F(x - C_0 t) + G(x + C_0 t) = u_i + u_R$$

Equação 2-20

Para a barra incidente, as funções F e G descrevem as formas das ondas incidente e refletida. Por definição a deformação uniaxial é dada pela Equação 2-17 como:

$$\varepsilon_x = \frac{\partial u}{\partial x}$$

Portanto diferenciando a Equação 2-20 com relação à x , a deformação na barra incidente é dada por:

$$\varepsilon = F' + G' = \varepsilon_I + \varepsilon_R$$

Equação 2-32

Diferenciando a Equação 2-20 em função do tempo e usando a Equação 2-32 temos para a barra incidente:

$$u' = C_0 (-F' + G') = C_0 (-\varepsilon_I + \varepsilon_R)$$

Equação 2-33

A diferenciação do tempo em relação ao deslocamento na barra de transmissão, $u=H(x - C_0t)$, resulta em:

$$u' = -C_0 (H') = C_0 (-\varepsilon_T)$$

Equação 2-34

As equações Equação 2-33 e
Equação 2-34 são verdadeiras ao longo da extensão da barra, incluindo nas extremidades, mais precisamente na interface com o corpo de prova. A taxa de deformação no corpo de prova é:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{U_1 - U_2}{L_{cp}}$$

Equação 2-35

Onde L_{cp} é o comprimento instantâneo do corpo de prova e U_1 e U_2 são as velocidades de partícula na interface barra incidente - corpo de prova e na interface corpo de prova - barra de transmissão respectivamente. A teoria das ondas unidimensionais relaciona a velocidade de partícula em ambas as extremidades dos corpos de prova aos três pulsos de deformação medidos.

Substituindo a Equação 2-33 e Equação 2-34 na Equação 2-35 resulta em:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{C_0}{L_{cp}} (-\varepsilon_I + \varepsilon_R + \varepsilon_T)$$

Equação 2-36

Por definição as forças nas duas barras são:

$$F_1 = EA(\varepsilon_I + \varepsilon_R)$$

Equação 2-37

E:

$$F_2 = EA(\varepsilon_T)$$

Equação 2-38

Onde A é a área da seção transversal da barra de pressão e E o módulo de elasticidade das barras. Depois de um período inicial de reverberações no corpo de prova, onde a duração exata dependerá da velocidade de propagação

de onda dentro do corpo de prova, e também de sua geometria, em particular seu comprimento L_{cp} , assume-se que este mesmo corpo de prova está sob equilíbrio de forças e que o mesmo está se deformando uniformemente. Se estas hipóteses são válidas, uma simplificação pode ser feita equacionando as forças de cada lado do corpo de prova ($F_1 = F_2$). A partir da Equação 2-37 e Equação 2-38 quando igualadas resulta que:

$$(\varepsilon_I + \varepsilon_R) = (\varepsilon_T)$$

Equação 2-39

Substituindo a equação 2.39 na Equação 2-36 resulta em:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{-2C_0 \varepsilon_R}{L_{cp}}$$

Equação 2-40

A tensão de engenharia nos ensaios mecânicos convencionais dos materiais é calculada a partir da força dividida pela área inicial da amostra ou corpo de prova, A_0 . A partir da constância de volume para sólidos incompressíveis $A_0 L_0 = A_{inst} L_{inst}$ (DIETER, 1988), onde A_{inst}, L_{inst} referem-se à área instantânea e o comprimento instantâneo da amostra respectivamente. A tensão verdadeira é inferida pela medida do sinal do extensômetro (ε_T) através do cálculo da força transmitida pela área instantânea da seção transversal da amostra do corpo de prova (A_{cp}) sobre qual esta força age.

$$\sigma(t) = \frac{AE\varepsilon_T}{A_{cp}}$$

Equação 2-41

A letra (A) na equação acima se refere à área da seção transversal da barra. A importância da equação acima mantém como premissa para todos os

ensaios executados na barra de pressão Hopkinson que a propagação do pulso aconteça unidimensionalmente assumindo que o corpo de prova mantenha seu volume constante. Assim como a barra de transmissão deva manter estas premissas, idem deve ocorrer para a barra incidente, pois é a partir do sinal refletido que se extrai a deformação na amostra. Assumindo estas premissas as Equação 2-40 e Equação 2-41 podem ser usadas para determinar o comportamento tensão – deformação dinâmico da amostra ensaiada.

Finalmente integrando-se a Equação 2-40 obtém-se a deformação no corpo de prova.

$$\varepsilon = \frac{-2C_0}{L_{cp}} \int_0^t \varepsilon_R dt$$

Equação 2-42

Bastam, portanto, as medidas feitas nas barras elásticas de pressão, além das dimensões do corpo de prova e propriedades mecânicas das barras, para se calcular a curva tensão-deformação dinâmica do corpo de prova. Nota-se, entretanto, que neste cálculo de área da seção transversal do corpo de provas (A_{cp}) deve ser ajustada em função da transformação.

Com o auxílio da definição de deformação de engenharia para a compressão, onde L_0 denota o comprimento original do corpo de prova e o valor de (L_{inst}) o comprimento instantâneo do corpo de prova em deformação, temos então:

$$\varepsilon = \frac{L_0 - L_{inst}}{L_0}$$

Equação 2-43

A partir da Equação 2-43 resulta a expressão para a correção da área do corpo de prova que sofre a deformação instantânea, onde (A_{inst}) e A_0 são as áreas instantâneas e inicial do corpo de prova respectivamente, desta forma temos:

$$A_{inst} = \frac{A_0}{1 - \varepsilon}$$

Equação 2-44

Como as deformações medidas pelos extensômetros sobre as barras de pressão são deformações verdadeiras a correção para valores de engenharia é dada por:

$$\varepsilon_{vcp} = -\ln(1 - \varepsilon_{cp})$$

Equação 2-45

Onde (ε_{vcp}) é a deformação verdadeira do corpo de prova (CHEN, SONG, 2011). É importante ressaltar que a propagação de onda elástica no corpo de prova não foi considerada. Quando a onda atinge o corpo de prova ocorrem reverberações internas, conhecidas por oscilações de Pochhammer-Chree. Após um instante de tempo o equilíbrio é alcançado na amostra. Devido ao tempo finito para se atingir um estado de tensões de equilíbrio, demonstra-se que é impossível medir, de modo preciso, o módulo de elasticidade em compressão em qualquer barra Hopkinson (GRAY III, 2000). A natureza do ensaio se dá através das ondas incidindo primeiramente em um lado da amostra, devido às ondas de tensão se propagarem através do corpo de prova em uma velocidade finita o equilíbrio de tensões levará um tempo finito.

Os erros devidos à inércia radial e axial assim como os efeitos de atrito podem ser reduzidos pela escolha da geometria da amostra que minimizará o desencontro de área entre a amostra e a barra de pressão. Para isto, a razão comprimento – diâmetro da amostra a ser ensaiada deve ficar entre 0,5 e 1. Para um dado diâmetro da barra de pressão, o diâmetro da amostra é tipicamente escolhido ser aproximadamente 80% do diâmetro da barra de pressão. Tal razão vem do fato que até 30% de deformação verdadeira pode ser transmitida ao corpo de prova sem que o diâmetro do mesmo exceda o diâmetro da barra de pressão Hopkinson. Corpos de prova para ensaio em compressão na barra Hopkinson bipartida devem ser usinados em

equipamentos de precisão para que as faces de carregamento estejam extremamente planas e paralelas. A ortogonalidade e as faces paralelas são cruciais para se atingir o carregamento uniforme na amostra de forma a se alcançar o equilíbrio dinâmico e um estado de tensão uniforme na amostra (GRAY III, 2000). O equilíbrio de forças é requerido para assegurar que a medida de tensão captada através da barra de transmissão (barra de saída) - corpo de prova represente a tensão média nesta amostra. DAVIES e HUNTER (1963) estimaram em três (mais exatamente π) reverberações da onda de carregamento no corpo de prova para que este equilíbrio seja atingido para corpos de prova de metais dúcteis. A habilidade de se checar se a tensão axial está de fato equilibrada em função de determinado tempo é crítica no uso correto da barra de pressão Kolsky. Uma abordagem típica para se checar o equilíbrio envolve o histórico da força ao longo do tempo nas duas faces do corpo de prova (GRAY III, 2000). A distribuição de tensões ao longo do comprimento não pode ser medida através da barra de Kolsky, pois somente as forças nas duas faces da amostra estão experimentalmente acessíveis. Se olharmos para a perspectiva de dispersão de ondas inerentes ao ensaio, mesmo a força na interface barra de entrada (barra incidente) corpo de prova ocorre à dificuldade de se obter os dados desta grandeza de forma precisa, pois a medida desta força envolve a subtração de dois pulsos de magnitude similares, mas que sofrem dispersão de ondas.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho visa avaliar as características da transformação martensítica induzida por plasticidade promovida por ensaios dinâmicos à temperatura ambiente utilizando a barra Hopkinson bipartida. Os materiais em estudo consistem nos aços inoxidáveis austeníticos 304L e 201LN. Os dois materiais foram impactados sob carregamento dinâmico utilizando-se três taxas de deformação distintas com valores de taxa de deformação que variam de 10^2 a 10^3 s^{-1} . Foram utilizadas técnicas experimentais para a caracterização microestrutural e mecânica dos mesmos.

3.1 Materiais

Os materiais em estudo consistem em dois aços inoxidáveis austeníticos fornecidos pela empresa *Aperam South America* na forma de chapas laminadas a quente, sendo: - 304L com aproximadamente 6,4 mm de espessura na condição laminada a quente; - ASTM 201LN de aproximadamente 5,0 mm de espessura na condição laminada a quente.

A composição química dos materiais, fornecida pela *Aperam*, está descrita na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química (% em massa) dos AIA 304L e 201LN em estudo fornecidos pela APERAM *South America*.

Aço 304L									
C	N	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
0,0196	0,0509	1,2617	0,4911	0,0378	0,0008	18,0363	8,0837	0,1351	0,0041
Cu	Co	V	Nb	Pb	B	Ti	Sn	W	--
0,1761	0,1760	0,0490	0,0086	0,0008	0,0005	0,0039	0,0053	0,0191	--
Aço 201LN									
C	N	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
0,0300	0,2000	6,9708	0,3088	0,0381	0,0009	17,0043	4,0093	0,0188	0,0034
Cu	Co	V	Nb	Pb	B	Ti	Sn	W	--
0,239	0,0463	0,0428	0,0224	0,0073	0,0006	0,0058	0,0029	0,0117	--

3.2 Metodologia

Na Figura 3.1 é apresentado um esquema com um resumo dos procedimentos experimentais realizados neste trabalho de tese de doutorado e descritos nos itens a seguir.

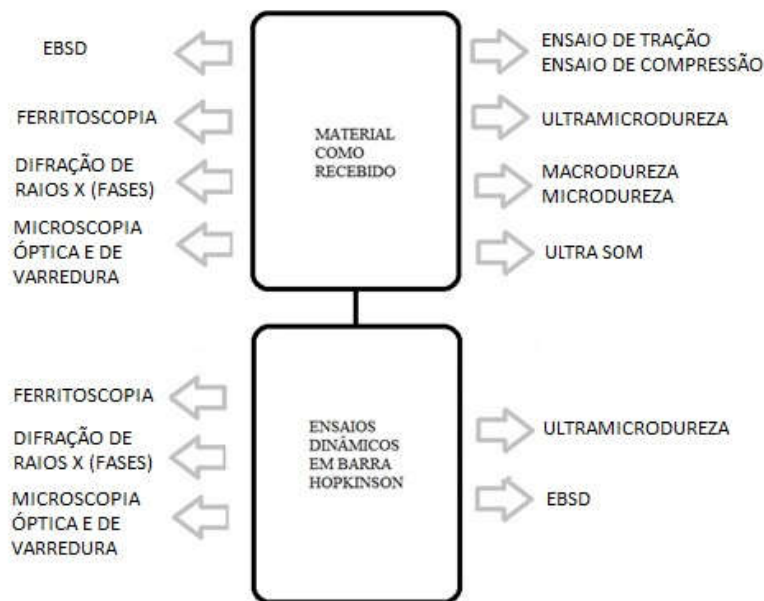


Figura 3.1 - Esquema com um resumo dos procedimentos experimentais realizados

Todos os corpos de prova confeccionados para esta tese foram usinados a partir das chapas laminadas a quente fornecidas pela Aperam *South America* utilizando uma máquina de eletroerosão da marca FANUC, modelo Robocut Alfa-01D com comando CNC 310IS-WA pertencente ao LAMEF (Laboratório de Metalurgia Física) vinculado a UFRGS (Universidade Federal do Rio Grande do Sul).

3.2.1 Análise Química

A análise química foi realizada nas superfícies das amostras as quais foram preparadas mediante lixamento para planificação e remoção de possíveis contaminantes. Em seguida, foi efetuada a análise através de espectrometria de emissão óptica, utilizando-se um espectrômetro marca Spectro, modelo Spectrolab pertencente ao LAMEF (Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS). Os resultados da análise química, de ambos os aços em estudo na condição como recebida, estão apresentados na Tabela 4.1,

salientando-se que o resultado é a média de três análises efetuadas em cada amostra.

3.2.2 Ensaio em barra de pressão Hopkinson

Os ensaios em barra Hopkinson para com os aços inoxidáveis dessa tese tem o interesse em se estudar a resposta dinâmica destes materiais de forma a compreender o comportamento da curva que ocorre acima do patamar de escoamento (*Flow Curve*), da tensão que ocorre acima do patamar de escoamento (*Flow Stress*) e suas relações com o aumento da taxa de carregamento, assim como o alongamento sob três taxas de deformação crescentes, sendo duas destas focadas em taxas da ordem de magnitude de 10^2 s^{-1} (500 s^{-1} , 700 s^{-1}) e a outra na ordem e 10^3 s^{-1} . A integral da área sob a curva tensão–deformação também é um dos objetivos do estudo desta tese de forma a se avaliar a resposta dinâmica sob a ótica de tenacidade. Os eventos microestruturais subsequentes são de grande interesse para se comparar esses dois aços inoxidáveis, que muitas vezes se substituem, na seleção de materiais em engenharia, em uma grande variedade de aplicações, incluindo a automobilística.

Os corpos de prova foram dimensionados buscando uma relação de comprimento/diâmetro = 0,5. As espessuras das amostras estão relacionadas ao comprimento. As espessuras das chapas recebidas da Aperam *South America* ditaram o comprimento das amostras. Tendo o aço inoxidável 304L a espessura de aproximadamente 6,4 mm e o aço inoxidável 201LN a espessura de aproximadamente 5,0 mm. Foram usinados 30 corpos de prova de cada aço para o andamento dos ensaios totalizando assim 60 corpos de prova de formato cilíndricos. O dimensionamento dos corpos de prova é um ponto muito importante. Como não existem regras gerais para a confecção destes, esta etapa deve respeitar, pelo menos, as condições de validade do ensaio na barra de pressão Hopkinson bipartida. A deformação na amostra deve ser uniforme durante o experimento, o que implica na minimização de efeitos de inércia e atrito. A amostra deve atingir o equilíbrio dinâmico durante o ensaio e o carregamento deve ser uniaxial. Uma forma de tentar satisfazer estas

condições é mensurar o diâmetro do corpo de prova em função do diâmetro da barra de pressão. O diâmetro da amostra é tipicamente escolhido ser aproximadamente 80% do diâmetro da barra de pressão. Como as medidas de comprimento do corpo de prova estavam vinculadas a espessura da chapa, o valor do diâmetro do corpo de prova ficou com o dobro do valor da espessura da chapa, assim para o material 304L, as dimensões dos corpos de prova ficaram com 13,0 mm de diâmetro e com 6,4 mm de comprimento (espessura da chapa). Para o material ASTM 201 LN os valores de diâmetro ficaram com 10,0 mm e o comprimento com 5,0 mm (espessura da chapa). O diâmetro do conjunto das barras Hopkinson, barra incidente, barra de transmissão e barra de impacto é de 19,05 mm. Desta forma o valor de 80% do diâmetro da barra de impacto não pode ser endereçado aos corpos de prova deste trabalho. Todas as três barras são fabricadas de um aço *maraging* de resistência mecânica muito alta (limite de escoamento de aproximadamente 2,5 GPa). O aço *maraging* foi apropriadamente escolhido para que as três barras permaneçam elásticas enquanto o corpo de prova carregado em compressão sofra uma determinada deformação plástica sob altas taxas de deformação. A barra incidente e também a de transmissão possuem 2 metros de comprimento enquanto a barra de impacto possui o comprimento de 203,2 mm. Antes do início do ensaio cada corpo de prova foi centralizado entre a barra incidente e de transmissão onde sobre ambas às superfícies de cada corpo de prova foi colocado uma fina camada de vaselina. Entre as duas respectivas barras o corpo de prova foi ajustado com o auxílio da vaselina e esta foi devidamente colocada para que o contato entre as superfícies do corpo de prova e das barras permanecessem com o mínimo de atrito. Este procedimento, com o auxílio da vaselina, ajuda a minimizar o efeito da razão *Poisson* devido ao atrito e, portanto, reduzindo o erro da medida da tensão axial sobre a amostra. Para a execução dos experimentos um conjunto de extensômetros lineares da marca Omega *Engineering* modelo SDG- 6/120-LY11 foram utilizados para a captação das deformações. Os extensômetros foram colocados exatamente na parte central da barra incidente e também na barra de transmissão. Um amplificador condicionador de sinais da marca Vishay *Measurements Group* modelo 2310B foi usado para gravar os sinais recebidos dos extensômetros

fixados às respectivas barras. Os sinais condicionados foram captados por uma placa de aquisição de dados com uma taxa de amostragem e 120 MHz por canal. A calibração da barra Hokinson bi partida foi realizada antes de cada conjunto de amostras ensaiadas. Aproximadamente se utilizaram 5 amostras do material 304L e 5 amostras do material ASTM 201LN por condição (taxa de deformação). A calibração foi refeita para cada mudança de taxa de deformação aplicada. A calibração do dispositivo como um todo é necessária sempre que ocorra uma modificação importante, como troca de barras e colagem de extensômetros. Uma abordagem simples para se checar a condição de alinhamento das barras é fazer o lançamento da barra de impacto diretamente sobre a barra incidente, a qual está em contato com a barra de transmissão, com a ausência de corpo de prova entre elas. Um bom alinhamento entre a barra de impacto e a barra incidente produz um pulso de perfil trapezoidal com uma linha de base plana. Um exemplo de tais conjuntos de sinais é mostrado na Figura 3.2. Se por acaso a barra de impacto não estiver com um perfeito alinhamento com a barra incidente, o pulso incidente ficará distorcido enquanto a linha de base estará flutuando, como exemplo pode se mostrar na Figura 3.3. No teste de calibração a barra de transmissão está diretamente em contato com a barra incidente, assim um pulso incidente completo deverá aparecer no sinal captado pela barra de transmissão, sem haver qualquer pulso refletido (Figura 3.2). Se por acaso houver um desalinhamento entre a barra incidente e a de transmissão, um pulso refletido é gerado e o perfil do pulso transmitido desvia daquele pulso incidente obtido (Figura 3.3). Estes sinais obtidos como apresentados na Figura 3.3 mostram que a barra Kolsky está desalinhada não estando apta a realização de qualquer ensaio. Para um perfeito alinhamento do sistema como um todo, os pulsos gerados devem estar conforme a Figura 3.2 não apresentado pulsos de reflexão ou que os mesmos sejam muito pequenos. Após a verificação do alinhamento do sistema, calibrações quantitativas devem ser realizadas. A tensão e a deformação na barra podem ser previstas através da medida de velocidade da barra de impacto obtida através do sensor de velocidade do sistema. Desta forma, através da Equação 2-29 tanto a tensão na barra como a deformação na barra são obtidas. A Equação 2-29 necessita da velocidade de

propagação da onda elástica na barra. Esta onda elástica pode ser determinada através de um experimento usando apenas a barra incidente, através da Equação 3-1. Onde l é a distância entre o local do extensômetro na barra incidente até o final da mesma barra que fica em contato com o corpo de prova; e o Δt o intervalo de tempo entre o pulso incidente e o refletido quando sujeito a colisão da barra de impacto com a barra incidente. Assim se os valores medidos pelo extensômetro fixado na barra incidente estão correlacionados com os valores de magnitude de deformação da Equação 2-29, o sistema está apto a realizar os ensaios em altas taxas de deformação. O mesmo procedimento pode ser executado para a barra de transmissão. O procedimento é realizado com a barra incidente em contato com a barra de transmissão.

$$C_B = \frac{2l}{\Delta t}$$

Equação 3-1

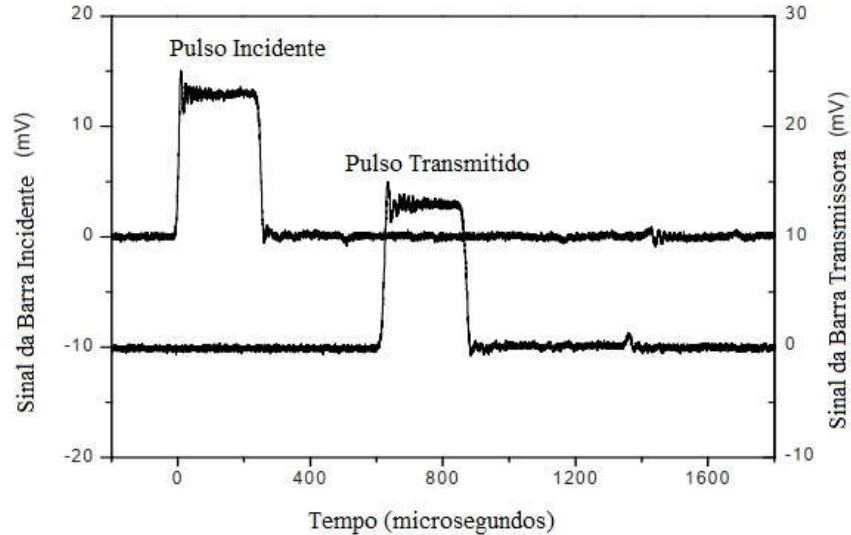


Figura 3.2 – Pulsos de tensão nas barras incidente e de transmissão com um bom alinhamento (CHEN, SONG, 2011).

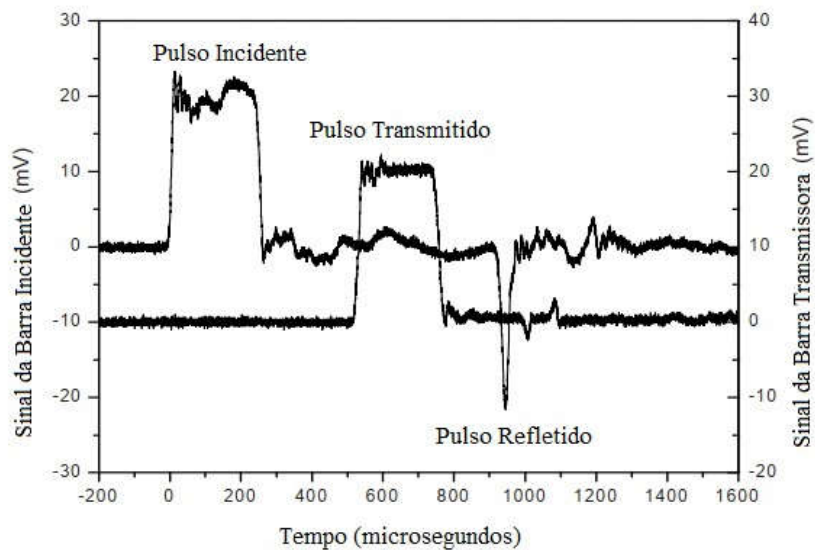


Figura 3.3 - Pulsos de tensão nas barras incidente e de transmissão com desalinhamento (CHEN, SONG, 2011).

Foram preparados 10 corpos de prova por taxa de deformação, totalizando os 30 corpos de prova usinados para cada material. Procurou-se atingir uma média das taxas de deformação com 5 corpos de prova dos 10 usinados e programados por condição. Os ensaios foram conduzidos no CTE_x (Centro Tecnológico do Exército) utilizando uma barra Hopkinson bi-partida da marca REL modelo *SURE PULSE*. O desenho esquemático da barra Kolsky instalada no CTE_x (Centro tecnológico do exército) é ilustrado na Figura 3.4.

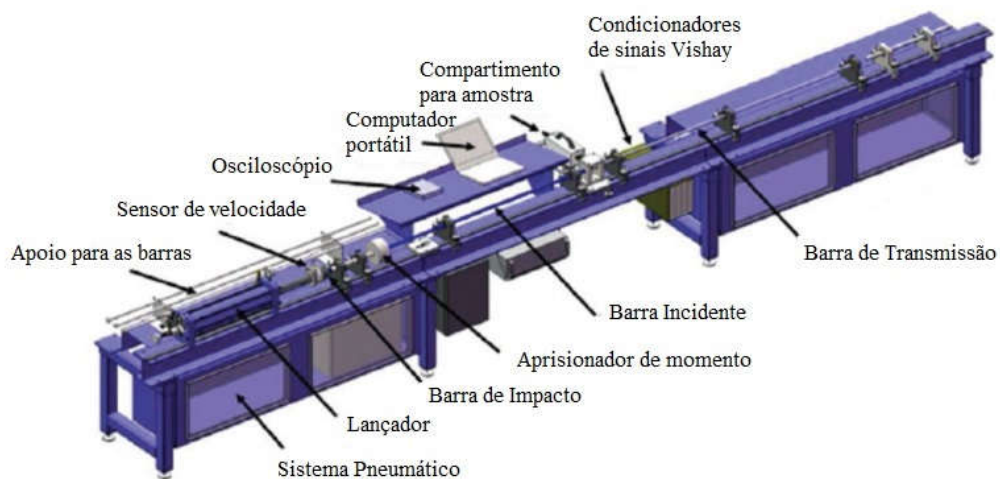


Figura 3.4 – Desenho esquemático da barra Kolsky instalada no CTEEx (Rel Inc. Manual, 2014)

Os ensaios iniciais com as amostras do material 304L não apresentaram boas correlações com respeito às ondas refletidas e conseqüentemente com a taxa de deformação almejada para os experimentos. O diâmetro das amostras foi alterado buscando a diminuição do mesmo de forma a se atingir melhores resultados para o material em questão. O intuito foi de diminuição do diâmetro buscando uma tentativa de se diminuir a inércia radial da amostra, pois a mesma é proporcional ao raio do corpo de prova (CHEN, SONG, 2011). Desta forma, se objetivou utilizar o mesmo diâmetro dos corpos de prova do aço ASTM 201LN que são de 10 mm. Assim a relação comprimento-diâmetro ficou com valores de 0,64, ainda dentro dos valores de 0,5 a 1, que assegura que os erros provenientes da inércia e da fricção sejam minimizados. O pulso transmitido (em vermelho) e o refletido (em azul) com respeito à geometria do corpo de prova para o material 304L, com a relação comprimento diâmetro de 0,5, é mostrado na Figura 3.5. O objetivo deste ensaio era se atingir uma taxa de deformação uniforme de 500 s^{-1} . Observa-se que o ensaio apresentou um pulso transmitido de boa magnitude enquanto o pulso refletido ficou com valores de magnitude extremamente baixos acarretando uma taxa de deformação muito abaixo da esperada.

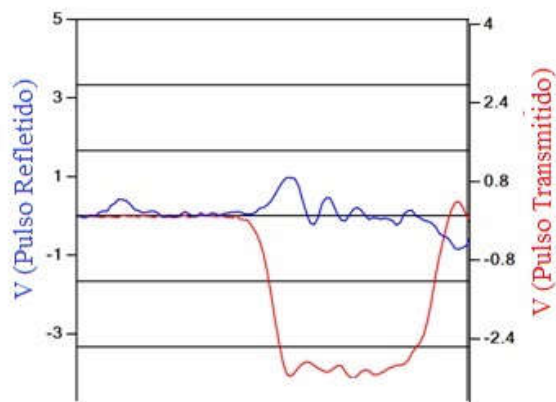


Figura 3.5 – Sinais dos pulsos de reflexão (azul) e de transmissão (vermelho) para o ensaio em barra Kolsky para o material 304L com a relação de geometria comprimento – diâmetro de 0,5.

Desta forma, após uma nova configuração geométrica para o material 304L houve ótimos resultados com relação aos pulsos obtidos no ensaio de impacto. Como o comprimento dos corpos de prova se baseava na espessura das chapas, para se alterar a taxa de deformação aplicada foi modificada a velocidade da barra de impacto alterando assim as velocidades de partícula em ambas as interfaces barra corpo de prova, para que assim se pudesse atingir uma determinada taxa de deformação sobre as amostras.

Através das análises para a verificação do equilíbrio de forças entre as duas faces do corpo de prova que estão em contato com as barras, pode-se inferir que a deformação em qualquer região da amostra, durante o impacto, permaneceu uniforme, assim pode-se encontrar os valores de tensão, taxa de deformação e deformação a partir da relação de equilíbrio $(\epsilon_i + \epsilon_r) = \epsilon_t$ (CHEN, SONG, 2011). A taxa de deformação na amostra é então encontrada através da Equação 3-2.

$$\dot{\epsilon} = \frac{-2C_0 \epsilon_R}{L_{cp}}$$

Equação 3.2

A deformação é encontrada integrando-se a Equação 2-40

$$\varepsilon = \frac{-2C_0}{L_{cp}} \int_0^t \varepsilon_R dt$$

Equação 3-3

E a tensão na amostra é obtida através da Equação 2-41

$$\sigma(t) = \frac{AE\varepsilon_T}{A_{cp}}$$

Equação 3-4

Para buscar a validação dos ensaios foi necessária a verificação das amostras estarem sob o equilíbrio de forças para que as curvas tensão-deformação geradas tivessem confiabilidade. Desta maneira, o objetivo inicial foi traçar o gráfico de força incidente e de força de transmissão por tempo sobre as duas faces do corpo de prova que estão em contato com a barra incidente e com a barra de transmissão através das equações (Equação 2-37 e da Equação 2-38).

Por definição as forças nas duas barras são:

$$F_1 = EA(\varepsilon_I + \varepsilon_R)$$

Equação 3-5

E:

$$F_2 = EA(\varepsilon_T)$$

A partir da verificação que houve um equilíbrio de forças entre as duas faces da amostra pode-se inferir que a deformação em qualquer região do corpo de prova (amostra), durante o impacto, permaneceu uniforme (CHEN, SONG, 2011; MEYERS, 1994). As análises de força entre as faces incidentes e opostas ao impacto foram realizadas em todas as amostras que se encontram nos gráficos apresentados nesta tese. Para simplificar o estudo deste trabalho são mostrados os gráficos de força por tempo para as amostras que foram submetidas às análises de caracterização através das técnicas experimentais usadas neste trabalho. Outra análise realizada foi com o intuito de se averiguar a constância na taxa de deformação durante o experimento, onde gráficos de taxa de deformação por deformação foram plotados de forma a garantir que uma taxa constante tenha sido mantida durante o ensaio. Estas análises também foram realizadas em todas as amostras submetidas ao ensaio dinâmico presentes nesta tese, mas por motivos de simplificação são mostrados os gráficos apenas para as amostras que foram submetidas às análises de caracterização através das técnicas experimentais também usadas nesta tese. Por fim, estes corpos de prova submetidos às análises acima são apresentados com os seus respectivos gráficos tensão-deformação dinâmicos de uma amostra de cada material de forma a compará-los com respeito a sua resposta mecânica frente às altas taxas de deformação, enfatizando novamente, que os mesmos posteriormente foram analisados por técnicas de difração de raios-X, ferritoscopia, microscopia eletrônica de varredura e ultramicrodureza instrumentada.

Através da obtenção de cada curva tensão-deformação, o cálculo de tenacidade foi realizado através da integral da área sob a curva, onde a tenacidade resultante é um produto da tensão pela deformação resultando em energia por unidade de volume. A determinação dos valores de tenacidade é muito relevante para estruturas que tem como finalidade a absorção de energia sob altas taxas de carregamento.

O trabalho mecânico (dW) realizado sobre o material no ensaio em barra Hopkinson pode ser calculado através das curvas tensão deformação. No caso

uniaxial, o produto da força multiplicado pela distância é o incremento do trabalho mecânico. Este incremento pode ser calculado multiplicando a tensão (σ) pela deformação plástica ($d\varepsilon_p$) e também pelo volume (V) do material que sofre o trabalho mecânico propriamente dito.

$$dW = F \times dx = \sigma \times d\varepsilon_p \times V$$

Equação 3-7

O coeficiente de Taylor-Quinney define a fração do trabalho plástico (dW) que é convertido em calor (dQ), como é mostrado na

$$dQ = \beta_T \times dW$$

Equação 3-8

Em taxas de deformação iguais ou maiores que 1 s^{-1} a deformação plástica pode ser considerada adiabática e desta forma nenhum calor está sendo trocado com o meio ambiente. Nestes casos, o incremento de calor liberado pelo material por unidade de volume pode ser calculado multiplicando-se a densidade (ρ) pela capacidade térmica (c) e o incremento da mudança de temperatura (dT):

$$dQ = \rho \cdot c \cdot V \cdot \Delta T$$

Equação 3-9

Combinando as equações acima, o aumento da temperatura devido ao trabalho plástico pode ser estimado através da Equação 3-10

$$\Delta T (\varepsilon) = \frac{1}{\rho \cdot c} \int \beta_T \sigma d\varepsilon_p$$

Onde ρ é a densidade em kg/m^3 e c refere-se à capacidade térmica com unidade de $\text{J/Kg}\cdot\text{K}$. Para os materiais desta tese estes valores ficam com 8000 Kg/m^3 e $500 \text{ J/Kg}\cdot\text{K}$ para o AISI 304L e 7800 Kg/m^3 e $500 \text{ J/Kg}\cdot\text{K}$ para o material ASTM 201LN conforme a fabricante destes materiais Aperam *South America*. Na literatura o coeficiente de Taylor-Quinney tem valores típicos de 0,9 a 1, e para esta tese o valor utilizado foi de 0,95 representando um compromisso entre os valores típicos na literatura com relação do aumento modesto da temperatura devido ao efeito exotérmico da transformação de fase induzida por plasticidade. Para esta tese o cálculo de aumento de temperatura foi realizado apenas para a taxa mais alta de carregamento utilizada no ensaio em barra Hopkinson associado ao maior aumento de temperatura devido ao maior efeito adiabático.

3.2.3 Avaliação das propriedades elásticas por ultra-som

A ideia de se medir algumas propriedades elásticas dos materiais em estudo desta tese se deve ao fato que tanto as máquinas universais de ensaios como a barra de Kolsky (Hopkinson) impossibilitam de um modo preciso à obtenção do módulo de elasticidade. Isto se deve ao fato do ensaio dinâmico se basear na propagação de ondas em barras cilíndricas e que para se atingir o equilíbrio dinâmico da amostra é necessário um tempo finito. Desta maneira, a primeira região do gráfico tensão-deformação é uma região de grande imprecisão, ou seja, a região que de fato é de interesse para a medida do módulo de elasticidade.

A impedância acústica mecânica é o produto da densidade do material multiplicada pela velocidade de onda longitudinal que é também multiplicada pela área de seção transversal por onde a onda se propaga. Esta propriedade física é também de grande importância quando se trabalha com propagação de ondas em ensaios dinâmicos como o da barra Kolsky. Quando as ondas sônicas que percorrem um material atingem uma interface com um segundo

material, parte da energia acústica incidente é refletida de volta para o primeiro meio e a energia restante é transmitida para o segundo meio. A característica que determina a quantidade de energia refletida ou transmitida é a impedância acústica dos materiais que compõe a interface. Se as impedâncias acústicas dos dois materiais que compõem a interface forem iguais, não haverá reflexão, e toda a energia será transmitida; se as impedâncias forem muito diferentes haverá apenas reflexão (SANTIM, 1996). Quando os valores de impedância do material a ser ensaiado estão próximos aos que compõem os materiais do equipamento (Barra Hopkinson) o fator área transversal da amostra diminuirá o valor da impedância acústica relativa à amostra, pois a área transversal da barra sempre será maior que a área da seção transversal ao corpo de prova. Desta maneira, os sinais refletidos e transmitidos serão proporcionais gerando uma ótima resposta no ensaio dinâmico. O ensaio de ultra-som permitiu a obtenção das velocidades de onda longitudinais e transversais para ambos os materiais estudados nesta tese, para que deste modo se obtenham os valores dos módulos de elasticidade e de outras propriedades elásticas como o coeficiente de Poisson e módulo de cisalhamento.

O ensaio para obtenção das propriedades elásticas de materiais com espessura superior a $5,00 \pm 0,02$ mm, por meio de um equipamento convencional de ultra-som, através da técnica de pulso eco para a detecção de trincas em materiais, é normatizado e descrito através da norma ASTM E494 (ASTM, 2015). Segundo a norma as amostras devem ser paralelas com uma tolerância de 3° e o acabamento da superfície deve ser menor ou igual a $3,2 \mu\text{m rms}$ (*root mean square*). Este ensaio é descrito através de um método onde as velocidades ultrassônicas desconhecidas em uma amostra de material são determinadas por medidas comparativas usando um material de referência (padrão) cujas velocidades ultrassônicas sejam precisamente conhecidas. Cabeçotes emissores – receptores distintos são empregados para a obtenção das velocidades de onda longitudinal (C_l) e transversal/cisalhante (C_s). Um exemplo do pulso inicial e as reflexões são mostrados na tela do osciloscópio na Figura 3.6.

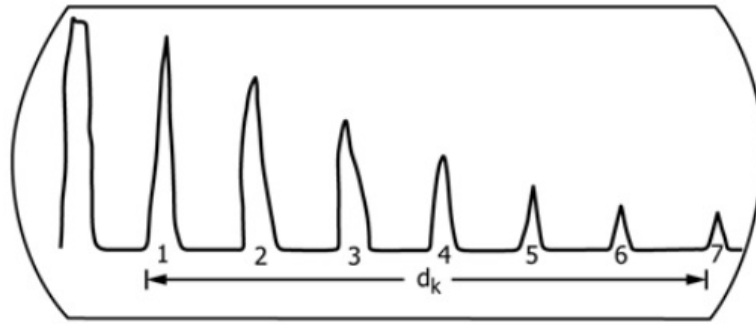


Figura 3.6 – Pulso inicial e sete reflexões. Extraído da ASTM E 494-15.

No caso da onda longitudinal (C_l), o cálculo da velocidade é feito com base na velocidade de um material conhecido (referência/padrão), assim a velocidade longitudinal de um material desconhecido é dada por:

$$C_l = \frac{(A_k n_l t_l v_k)}{(A_l n_k t_k)}$$

Equação 3-11

Onde:

A_k = distância em (m) do primeiro ao n-ésimo eco (reflexões) no material de referência (amostra padrão), medida na tela do osciloscópio;

n_l = número de picos dos ecos de reflexão da amostra desconhecida;

t_l = espessura da amostra desconhecida em (m);

v_k = velocidade de onda longitudinal na amostra de referência (padrão) em (m/s);

A_l = distância em (m) do primeiro ao n-ésimo eco (reflexões) no material da amostra desconhecida, medida na tela do osciloscópio;

n_k = número de picos pontudos dos ecos de reflexão da amostra de referência (padrão);

t_k = espessura da amostra de referência (padrão) em (m).

Para o caso do cálculo da onda transversal/cisalhante são necessárias as mesmas precauções para a preparação da amostra. Inclui-se neste ensaio um gel acoplante viscoso da própria marca do fabricante do ultrassom, Olympus, especial para ondas transversais/cisalhantes. Esta substância evita que harmônicos de alta frequência sejam atenuados, melhorando a relação sinal-ruído. Da mesma maneira, o cálculo da velocidade é feito com base na velocidade de um material conhecido (amostra referência/padrão), assim a C_s (velocidade de onda transversal/cisalhante) de um material desconhecido é dada por:

$$C_s = \frac{(A_t n_s t_s v_t)}{(A_s n_t t_t)}$$

Equação 3-12

Onde:

A_t = distância em (m) do primeiro ao n-ésimo eco (reflexões) no material de referência (amostra padrão), medida na tela do osciloscópio;

n_s = número de picos pontudos dos ecos de reflexão da amostra desconhecida;

t_s = espessura da amostra desconhecida em (m);

v_t = velocidade de onda transversal na amostra de referência (padrão) em (m/s);

A_s = distância em (m) do primeiro ao n-ésimo eco (reflexões) no material da amostra desconhecida, medida na tela do osciloscópio;

n_t = número de picos pontudos dos ecos de reflexão da amostra de referência (padrão);

t_t = espessura da amostra de referência (padrão) em (m).

De posse das velocidades de onda longitudinal e transversal é possível o cálculo dos módulos de elasticidade (E), cisalhamento (G) e do coeficiente de Poisson (ν), com os auxílios das fórmulas presentes na ASTM E494 (ASTM, 2015) e descritas na Equação 3-13, Equação 3-14 e Equação 3-15 e Equação 3-16.

$$v = \frac{[1 - 2(v_s/v_l)^2]}{2[1 - (v_s/v_l)^2]}$$

Equação 3-13

$$E = \frac{[\rho v_s^2(3v_l^2 - 4v_s^2)]}{(v_l^2 - v_s^2)}$$

Equação 3-14

$$G = \rho v_s^2$$

Equação 3-15

Onde ρ é a densidade em kg/m^3 .

Para a determinação da velocidade das ondas longitudinais foi utilizado um cabeçote de ultra-som modelo Krautkramer MSEB4 e para a determinação das ondas transversais/cisalhantes utilizou-se um cabeçote MB4Y do mesmo fabricante. As informações captadas pelos cabeçotes foram lidas em um aparelho de ultra-som da marca Olympus Epoch 600, equipado com um sistema de apresentação da imagem na tela do aparelho por meio de ecograma tipo A-SCAN (amplitude x distância da reflexão sobre uma linha base de varredura). O equipamento de ultra-som é identificado na Figura 3.7. Os dados obtidos foram enviados para um computador pessoal através de um programa da Olympus, o GageView™ PRO. Os dados foram tratados e as velocidades de onda longitudinal e transversal/cisalhante foram determinadas com uma precisão de 5% de acordo com a norma ASTM E494-15. Com base

nos valores de velocidade de onda encontrados, foram determinadas algumas propriedades elásticas dos aços inoxidáveis estudados nesta tese, como o módulo de elasticidade, o módulo de cisalhamento e o coeficiente de *Poisson*.



Figura 3.7 – Ultra-som Epoch 600 da Olympus utilizado para a determinação das propriedades elásticas dos aços inoxidáveis ASTM 201LN e 304L.

3.2.4 Ensaio de macrodureza

A macrodureza foi realizada em duas amostras das chapas laminadas a quente como recebidas referente aos dois materiais estudados nesta tese. As amostras retiradas das chapas têm dimensões de 60 mm x 60 mm com as respectivas espessuras das chapas como recebidas. Foi utilizado o durômetro Rockwell C com penetrador cônico de diamante, pré-carga de 10 kgf por 15 s e uma carga de 150 kgf, assim como o durômetro Rockwell B com esfera de tungstênio de 1/16", uma carga de 100 kgf. Ambos os durômetros estão instalados no laboratório de materiais do CTEEx (Centro Tecnológico do Exército) e são da marca WOLPERT. As medidas consistiram em cinco indentações para cada material estudado ao longo do plano da chapa, para cada chapa como recebida. A macrodureza é de fundamental importância para o equipamento de ensaios dinâmicos, pois a dureza do material ensaiado não

pode ser maior ou igual a das barras do equipamento, de forma que o material ensaiado não danifique o mesmo. A indentação na barra acaba com a premissa da frente de onda plana unidimensional o que ocasionará erros consideráveis na mensuração da curva tensão-deformação da amostra.



Figura 3-8 – Durômetro WOLPERT para as medidas na escala Rockwell instalado no CTEEx

3.2.5 Ensaio de microdureza

A técnica de macrodureza acabou por utilizar duas escalas de dureza para os materiais estudados, a primeira, a escala Rockwell C foi utilizada para o aço inoxidável 201LN enquanto a escala Rockwell B foi utilizada para a medição de dureza do aço inoxidável 304L. De forma a uniformizar o ensaio de dureza em uma escala contínua de valores foi utilizado o ensaio de microdureza Vickers no LAMEF (Laboratório de Metalurgia Física) pertencente a UFRGS (Universidade Federal do Rio Grande do Sul). O ensaio consistiu em indentações de microdureza na amostra da seção transversal, ou seja, em direção à espessura. Estas medições foram feitas com o microdurômetro Instron Tukon 2100-B com indentador Vickers acoplado, com carga de 500 gf e tempo de aplicação de 10 segundos. Foram realizadas cinco medidas de microdureza em ambos os materiais analisados.



Figura 3.9 - Microdurômetro Instron Tukon 2100-B com indentador Vickers acoplado.

3.2.6 Ultramicrodureza instrumentada

O ensaio de dureza tradicional como apresentado nas duas seções anteriores consiste na aplicação de uma carga por um indentador onde o mesmo atinge a superfície do corpo de prova segundo a direção normal à superfície. A carga aplicada atua durante um intervalo de tempo pré-definido, após a qual é removida, tornando possível a medição do tamanho da indentação residual – quando se diz respeito aos ensaios de microdureza, geralmente por recurso de meios ópticos. Isto permite a determinação da dureza que é definida como a razão entre a carga aplicada e a área da indentação residual, corrigida pelo fator de forma do indentador. O procedimento de avaliação de área de indentação por meios ópticos está limitado para valores pequenos das cargas aplicadas, isto é, quando as indentações resultantes têm dimensões reduzidas. Como também são obscuros os aspectos quanto ao comportamento mecânico do material, quando

do uso de durômetros convencionais, durante a penetração do indentador e remoção deste em função da velocidade de deslocamento do indentador em um intervalo entre o contato deste com a superfície e estabelecimento da carga máxima, com ou sem manutenção desta em um intervalo de tempo. Contudo o desenvolvimento de equipamentos de dureza, sobretudo nas últimas duas décadas, permitiu não só eliminar esta limitação, entre outras, como também alargar o campo de aplicação do ensaio de dureza. O aparecimento dos designados aparelhos dinâmicos de dureza (DSI – *Depth Sensing Indentation*) que possibilitam o traçado de curvas de carga-descarga, estendeu a aplicação deste ensaio a escalas próximas da atômica. Estes equipamentos, além da determinação da dureza, permitem ainda avaliar o módulo de elasticidade (OLIVER, PHARR, 1992), entre outras propriedades medidas a seguir. Os aparelhos de ultramicrodureza instrumentada permitem medir valores convencionais de dureza, como a dureza Vickers, Berkovich ou Knoop. Esses equipamentos geram curvas que relacionam força aplicada e profundidade de penetração do indentador possibilitando encontrar propriedades que se relacionam com ductilidade, limite de escoamento e módulo de elasticidade. Os equipamentos de ensaio dinâmico de dureza permitem o traçado da curva de carga-descarga, também designada por curva de indentação, que representa a evolução da carga aplicada com a profundidade de indentação, durante o ensaio de dureza. É constituída por uma fase de carga seguida de uma fase de descarga. Entre estas duas fases pode ainda proceder-se um estágio de manutenção à carga máxima, cuja principal finalidade é estabilizar a deformação induzida durante a carga. Na Figura 3.10 é mostrado esquematicamente uma curva de carga-descarga típica de um material elasto-plástico. Na Figura 3.11 estão indicadas: a carga máxima aplicada durante o ensaio, $P_{máx}$, e a respectiva profundidade de indentação, $h_{máx}$; h_f representa a profundidade de indentação residual após descarga e h_c a profundidade de contato na carga máxima, cujo valor permite determinar a respectiva área de contato entre o material e o indentador, A_c (cujo valor é igual à área da indentação residual, de dimensão “ a ” no plano da Figura 3.11) necessária para determinar a dureza e o módulo de elasticidade.

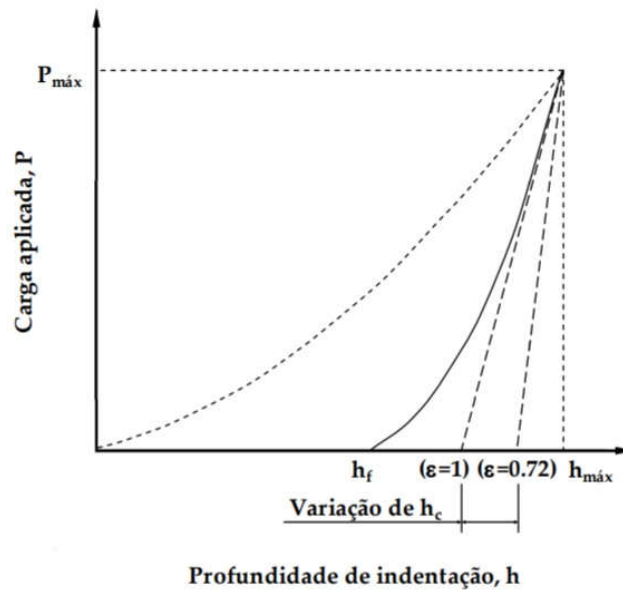


Figura 3.10 – Representação esquemática de curva indentação típica em ultramicrodureza instrumentada (OLIVER, PHARR, 1992).

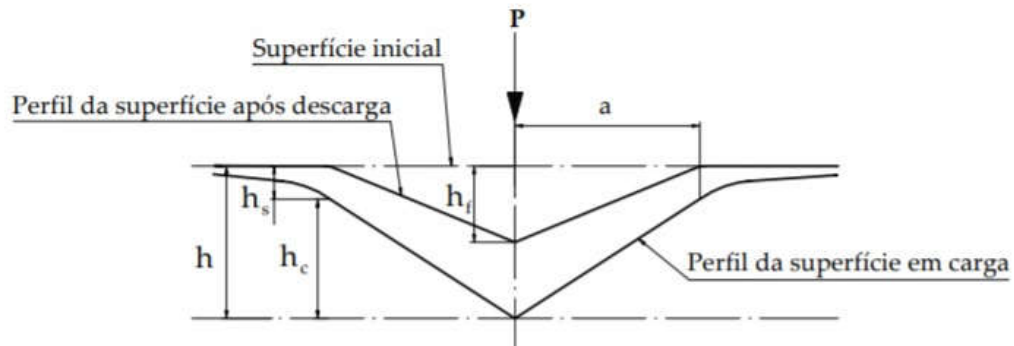


Figura 3.11 – Parâmetros geométricos da indentação (OLIVER, PHARR, 1992).

No caso dos indentadores mais utilizados no ensaio dinâmico de dureza, o Vickers e o Berkovich (ambos de geometria piramidal, de base quadrangular e triangular, respectivamente), a área de contato, A_c , da geometria ideal é dada por:

$$A_c = 24,5 h_c^2 \text{ (indentador Vickers)}$$

$$A_c = 23,96 h_c^2 \text{ (indentador Triangular (115°))}$$

Equação 3-16

em que a profundidade de contato da indentação, h_c , é determinada diretamente da curva de carga-descarga, através da seguinte equação (OLIVER e PHARR 1992).

$$h_c = h_{m\acute{a}x} - \varepsilon CP_{m\acute{a}x}$$

Equação 3-17

em que C designa-se por complacência e representa o inverso da rigidez S à carga máxima ($C = 1/S (dh/dP)_{P_{m\acute{a}x}}$) e “ ε ” é um factor de correção, que depende da geometria do indentador (como se vê na Figura 3.11) $h_c = h_{m\acute{a}x} - h_s$, sendo $h_s = \varepsilon CP_{m\acute{a}x}$. O fator “ ε ” tem um valor que varia entre 0.72 e 1 (Figura 3.10). Quando se usam os indentadores Berkovich e Vickers, as melhores estimativas para a profundidade de contato da indentação, h_c , são obtidas para um valor do parâmetro geométrico, “ ε ”, igual a 0.75 (OLIVER, PHARR, 1992).

A dureza dinâmica (DH) é obtida a partir da força máxima aplicada durante o processo de indentação e a profundidade resultante, onde pode se relacionar a profundidade máxima – $h_{m\acute{a}x}$ (dureza dinâmica elasto-plástica - DH-1) ou a profundidade associada ao perfeito retorno elástico - h_r (dureza dinâmica plástica - DH-2). Sendo a primeira uma propriedade que relaciona a deformação plástica e elástica de uma amostra e a segunda uma propriedade que relaciona a deformação associada a plasticidade da amostra, conforme representadas pela Equação 3-18 e Equação 3-19 respectivamente, e codificadas como DHT ou DHV em função do uso do indentador Berkovich ou Vickers, respectivamente.

$$DH - 1 = aP_{m\acute{a}x}/h_{m\acute{a}x}^2$$

Equação 3-18

$$DH - 2 = aP_{m\acute{a}x}/h_r^2$$

Equação 3-19

Onde:

$a = 3,8584$, para indentador Berkovich (triangular de 115°) e Vickers;

$P_{m\acute{a}x}$ = carga máxima aplicada (mN);

$h_{m\acute{a}x}$ = profundidade máxima da indentação (μm);

h_r = Ponto de interseção da reta tangente com a curva de descarregamento (Figura 3.12) a partir da força máxima ($P_{m\acute{a}x}$) com o eixo horizontal vinculado à profundidade de indentação (μm).

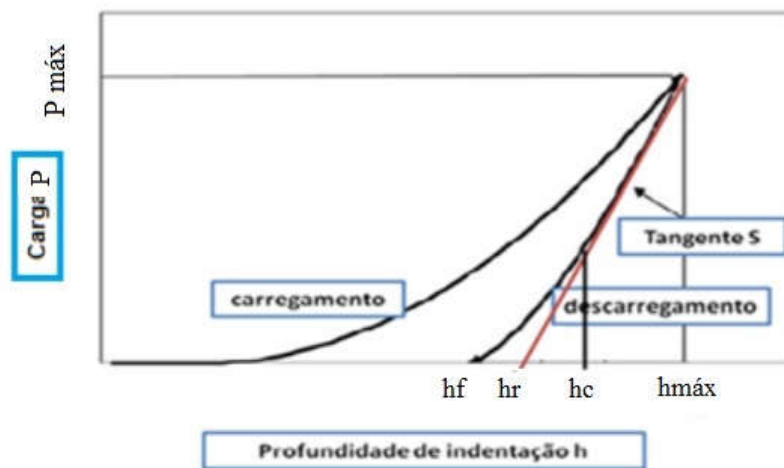


Figura 3.12 - Curva da carga aplicada versus profundidade de indentação sob condição de carga e descarga em ensaio de ultramicrodureza instrumentada (Adaptado de TAYLOR, 2010; GURGEL, 2016).

Para os ensaios foi utilizado um ultramicrodurômetro instrumentado com indentador Berkovich (marca Shimadzu, modelo DUH-211S) (Figura 3-13),

para a análise de Ultramicrodureza nas amostras CR (como recebida) e nas amostras impactadas nas três taxas de deformações para ambos os aços estudados nesta tese.



Figura 3–13 - Ultramicrodurômetro instrumentado, marca Shimadzu, modelo DUH-211S.

As amostras foram cortadas na mediana do disco (corpos de prova) na direção transversal da amostra, para depois estas serem embutidas identificando anteriormente a superfície de impacto para embutimento da mesma. Foram feitas medidas de ultramicrodureza equidistantes, a cada 0,2 mm, seguindo da superfície de impacto até a superfície oposta da amostra (superfície oposta ao impacto). Para uma medida estatisticamente representativa foram feitas três linhas de medidas com pontos que se equivaliam em distância da superfície de impacto até a superfície oposta (Figura 3.14). Cada linha teve uma quantidade de 24 pontos de indentação via ultramicrodureza instrumentada para o material 304L (espessura de 6,4 mm), atravessando à amostra de uma superfície a outra, enquanto o aço ASTM 201LN teve uma quantidade de 19 pontos de endentação (espessura de 5 mm). A carga máxima aplicada atingiu o valor de 100 gf utilizando-se uma velocidade de carregamento de 7,14 gf/s. O modo de aplicação seguiu o

modelo de carregamento-descarregamento com tempo de permanência de 20 s na carga máxima. Os resultados apresentados, em cada ponto medido a mesma distâncias das faces, são uma média destas três linhas considerando os três pontos equidistantes da borda de impacto. O equipamento está instalado no laboratório Multiusuário de Caracterização de Materiais do Instituto de Ciências Exatas (ICEx) da Universidade Federal Fluminense (UFF) em Volta Redonda / RJ.



Figura 3.14 – Corte transversal da amostra em forma de disco, após ensaio em barra Hopkinson. Observa-se a identificação da face de impacto a direita na imagem, por meio de objeto circular e três linhas brancas que indicam a medição de ultramicrodureza.

3.2.7 Preparação metalográfica

As amostras após o ensaio de impacto em barra Hopkinson foram submetidas ao processo de lixamento na sequência de 220, 600, 1200, 1500 e 2000 mesh e em seguida polidas em suspensão de alumina com granulometrias de 1 e 0,3 μm . Tanto o lixamento quanto o polimento mecânico foram realizados em lixadeiras semiautomáticas, AROTEC_ARAPOL 2V, com baixa velocidade. A seção de preparo foi selecionada em função da técnica de caracterização adotada posteriormente: corte na direção transversal da amostra impactada e análise ao longo espessura, (microscopia óptica, MEV,

EBSD e ultramicrodureza), sendo que para o corte utilizou-se disco diamantado em máquina de corte de precisão Minitom da Strues, com carga de 200 gf e velocidade entre 150 e 200 rpm, com uso de solução aquosa com líquido refrigerante/lubrificante para este fim. A face de impacto sempre foi identificada para posterior análise em relação à face oposta ao longo da espessura.

Para a análise de microdureza Vickers a técnica foi realizada na direção de laminação da chapa como recebida seguindo os procedimentos de preparação metalográfica citados acima.

Para a difração de raios X não se fez uso de preparação metalográfica e de polimento mecânico e eletrolítico, tanto na amostra como recebida assim como nas amostras impactadas no ensaio em barra Hopkinson.

3.2.8 Polimento eletrolítico

Para as análises de microdureza, microdureza instrumentada, microscopia ótica e eletrônica de varredura (detectores de elétrons secundários, retroespalhados e EBSD) as amostras foram submetidas ao polimento eletrolítico. Para isso, foi utilizada uma solução de 20% de ácido perclórico (concentração 70% P.A) em álcool etílico e utilizou-se uma fonte POLITERM_DC POWER SUPPLY HY3003E com voltagem operando em modo paralelo na faixa de 20 a 25 V a temperatura ambiente. O tempo de imersão variou entre 8 e 15 segundos.

3.2.9 Ataque eletrolítico

O ataque eletrolítico objetivando o contraste microestrutural foi realizado após polimento eletrolítico utilizando-se uma solução de ácido oxálico (10%) (10g de ácido oxálico em 100 ml de água destilada) com tensão de 25 V em um intervalo de tempo de 6 a 12 segundos. Este procedimento destinou apenas para as análises no microscópio óptico e eletrônico de varredura (detectores de elétrons secundários e retroespalhados).

Para identificar a presença de ferrita delta na microestrutura dos dois materiais foi utilizado o reagente NaOH na medida de 20g solubilizados em 100

mL água destilada. O ataque da superfície se deu de forma eletrolítica com tensão variando 4 até 6 Volts por 20 segundos.

3.2.10 Microscopia óptica.

Em análise sob a ótica do comportamento mecânico (resistência mecânica, ductilidade e tenacidade) e transformação de fase foram efetuadas medidas para o tamanho de grão austenítico. Para a realização do ensaio foi utilizado o método de interseção, conforme a norma “ASTM E 112-13 *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*” Item 4.1.3. Linhas retas, todas com o mesmo comprimento, são desenhadas sobre várias fotomicrografias que mostram a estrutura dos grãos, no caso deste trabalho utilizaram-se 10 medidas para cada material. Os grãos interceptados por cada segmento de linha são contados; o comprimento da linha é então dividido por uma média do número de grãos interceptados, em relação a todos os segmentos de linha. O diâmetro médio do grão é determinado pela divisão desse resultado pela ampliação linear das fotomicrografias.

Para identificar a presença de ferrita delta na microestrutura dos dois materiais foi utilizado o reagente NaOH na medida de 20g solubilizados em 100 mL água destilada. O ataque da superfície se deu de forma eletrolítica com tensão variando 4 até 6 Volts por 20 segundos.

3.2.11 Difração de raios X

As análises de difração de raios X foram realizadas em um difratômetro modelo X'PERT PRO MRD da Panalytical, disponível no laboratório de difração de raios X no Instituto Militar de Engenharia (Figura 3.15). Para obtenção dos difratogramas de raios X foi utilizada a configuração foco linha, tensão e corrente do equipamento de 40 kV e 45 mA, respectivamente, além do filtro de ferro para o anodo de cobalto. Os parâmetros de medida para cada amostra foram na faixa angular de 45 e 130°, tamanho do passo de 0,030°, tempo por passo de 215 s.

As amostras do material como recebido assim como as amostras ensaiadas em altas taxas de deformação foram analisadas com relação à identificação dos picos característicos para com as fases presentes microestruturalmente previstas para estes aços e em função do efeito TRIP. As amostras impactadas em altas taxas de deformação (500 s^{-1} , 700^{-1} e 1000s^{-1}) foram analisadas com relação à superfície de impacto (Face de impacto – F.I) e também em relação à superfície oposta ao impacto (Face oposta – F.O).



Figura 3.15 - Difratorômetro de Raios X, modelo X'PERT PRO MRD da PANalytical.

Em função do perfil dos picos de difração das fases formadas nas amostras submetidas ao impacto dinâmico, não foi possível fazer uso da técnica de DRX para quantificação de fase como uso do método de Rietveld.

3.2.12 Análises microestruturais

Foram utilizadas as técnicas de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) através dos detectores de elétrons secundários (ETD - Everhart-Thornley Detector) e de elétrons retroespalhados (BSED - *Back Scatter Electron*

Detector) e também de microscopia óptica (MO), com análises, do aspecto microestrutural, ao longo da espessura objetivando as regiões próximas à superfície de impacto, a região próxima ao centro da espessura do corpo de prova e também a região próxima à superfície oposta ao impacto. As análises foram realizadas nas amostras como recebidas e também nas amostras impactadas nas três taxas de deformação estudadas. O procedimento de preparação metalográfico (lixamento, polimento mecânico, polimento eletrolítico) seguiu os procedimentos e parâmetros descritos nos subitens anteriores (3.2.6, 3.2.7 e 3.2.8) desta tese, de forma que a partir do contraste de orientação pode se observar a microestrutura desenvolvida após os ensaios dinâmicos comparando se ao material como recebido. O MEV utilizado se refere ao modelo QUANTA 250 FEG - FEI, instalado no Laboratório de Microscopia Eletrônica do IME (Figura 3.17) que conta com detectores de elétrons secundários (SE), elétrons retroespalhados (BSE – *Back Scatter Eletron*), difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e espectrômetro de energia dispersiva de raios X (EDS), este dois últimos da Bruker. As micrografias obtidas com o detector de BSE e de elétrons secundários foram adquiridas com tensão de aceleração de 15 kV, “*spot size*” de 5.0 e distância de trabalho de 10.8 a 10.9 mm.

Através da técnica de microscopia ótica realizaram-se as medidas de tamanho de grão onde foi utilizado o método de interseção, conforme a norma “ASTM E 112-13 *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*” Item 4.1.3.

Com o auxílio do MEV também foi utilizada a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD – *Electron Backscatter Diffraction*) que possibilita o mapeamento de orientação cristalográfica, correlações de orientação ponto a ponto, identificação e distribuição de fases. Os padrões de EBSD são gerados sobre uma tela de fósforo pela difração retroespalhada de um feixe de elétrons estacionário de alta energia sobre um volume de um material cristalino que engloba a área projetada do feixe de elétrons vezes uma profundidade de aproximadamente 20 nm. A característica de um padrão de retroespalhamento de Kikuchi é o arranjo regular de faixas brilhantes paralelas em uma inclinação de fundo contínuo. As intersecções das bandas de Kikuchi

formam eixos de zona distintos e proeminentes. A geometria de um padrão de Kikuchi pode ser interpretada como uma projeção gnomônica da rede cristalina na tela plana de fósforo. O ponto de impacto do feixe primário na superfície da amostra é o centro da projeção. Pode-se imaginar que os planos do reticulado sejam esticados para interceptar a tela no centro das linhas das bandas de Kikuchi relacionadas. Uma esquematização é mostrada na Figura 3.16 onde o feixe de elétrons incide sobre a amostra com dada orientação de célula unitária e com um plano de difração específico dando o surgimento de uma difração de Kikuchi retroespalhada. Os dois cones de difração são as extremidades das bandas de Kikuchi e o plano através do centro destes cones é a projeção geométrica do plano de difração sobre a tela de fósforo. Quando mais que uma banda de Kikuchi é considerada, os ângulos entre as orientações dos planos normais projetados correspondem aos ângulos interplanares e a largura angular da banda de Kikuchi $\{hkl\}$ é o dobro do ângulo de Bragg θ_{hkl} . Portanto a largura das bandas é relacionada ao espaçamento interplanar d_{hkl} , de acordo com a lei de Bragg:

$$2 * d_{hkl} * \text{sen}\theta_{hkl} = n * \lambda$$

Equação 3-20

onde n é a ordem de reflexão e λ é o comprimento de onda do feixe de elétrons incidente o qual é dependente da tensão de aceleração adotada no microscópio eletrônico de varredura.

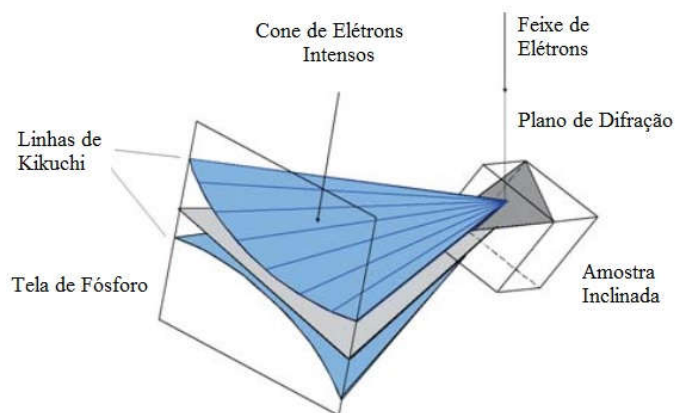


Figura 3.16 – Cones de difração esquemáticos com respeito ao plano difratado pela amostra e a projeção em tela de fósforo (SCHWARTZ *et al.*, 2009)

Para a execução da técnica de EBSD a preparação das amostras deve ser isenta de deformação oriunda da preparação metalográfica e a superfície deve estar plana. A amostra deve estar inclinada em um ângulo que fica geralmente a 70° em relação ao feixe de elétrons incidente de forma a maximizar a eficiência na difração de elétrons obtendo assim com mais facilidade os contrastes dos padrões de difração. Quando o feixe incide sobre a amostra o padrão retroespalhado de Kikuchi (EBSD) é projetado em uma tela de fósforo transparente com aproximadamente 5 cm de diâmetro e que está aproximadamente a 2 cm de distância da amostra.

As análises de EBSD da presente tese foram realizadas nas amostras dos aços como recebido e após solicitação dinâmica (nas três taxas de deformações aplicadas). O estudo foi conduzido com intuito de verificar presenças das fases austenita e martensítica α' e ϵ , nestas últimas sua localização em grão austenítico, bem como a relação de presença e localização de misorientação no grão austenítica em relação a presença de fases martensíticas na vizinhança

As medidas realizadas com o detector de EBSD foram conduzidas com os seguintes parâmetros:

- tensão de aceleração de 30 KV;
- *spot size*: 5;

- distância de trabalho (WD): 20 mm;
- abertura: 6;
- inclinação da amostra 70°;
- distância do detector a amostra: 16 mm;
- inclinação do detector: 10,4° a 10,6°;
- resolução do detector: 160 x 120;
- tempo de exposição e número de frames: 15 ms e 1, como limite de varredura de no máximo 60 min;
- contraste: 0,1;
- ganho: 96;
- aumento: 1000x
- step size: 0,55 μ m
- MapSize: 540 x 466
- fase: austenita γ , martensita α' e martensita ϵ
- região de análise: $\frac{1}{4}$ da espessura das amostras como recebida e posições da espessura próximas as faces de impacto e oposta como também o $\frac{1}{2}$ da espessura para as amostras resultantes dos ensaios dinâmicos.

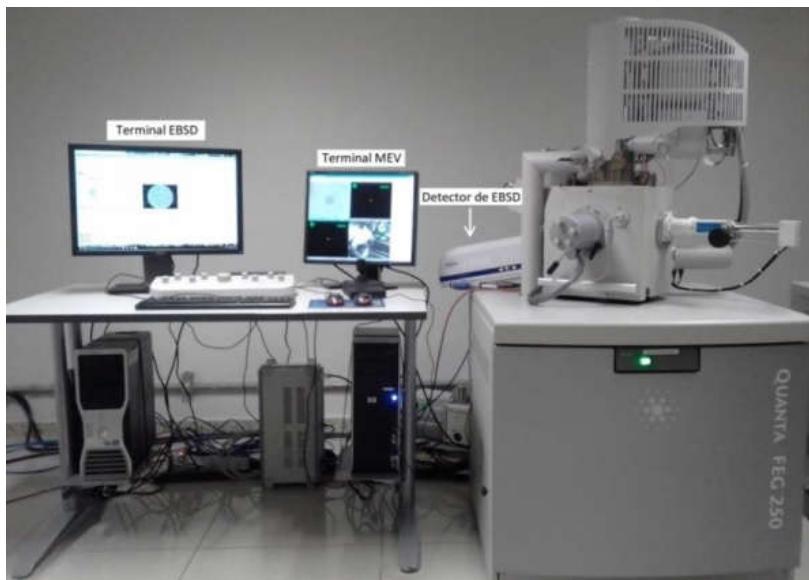


Figura 3.17 Microscópio eletrônico com detectores de SE, BSE, EDS e EBSD acoplado ao MEV Quanta FEG 250 do Laboratório de Microscopia Eletrônica do IME.

3.2.13 Quantificação de fase por ferritoscopia

A quantificação de fases por ferritoscopia foi avaliada para todas as condições em estudo (material como recebido, depois de impactado em altas taxas de deformação em ambas as faces e sob carregamento monotônico em regime quase estático sob compressão). A técnica de ferritoscopia realiza medidas através do método de indução magnética, a fim de detectar fase com características ferromagnéticas. Um campo magnético gerado por uma bobina primária inicia a interação com porções magnéticas da amostra que está sendo avaliada. Alterações no campo magnético da amostra induzem uma tensão elétrica proporcional à quantidade de ferrita em uma bobina secundária (Figura 3.18). Na utilização desta técnica existe a possibilidade de erro de medida em amostras com espessuras inferiores a 2 mm sendo o sinal de retorno proporcional a espessura. A ferritoscopia é a técnica de maior facilidade para se medir a martensita α' , apesar de o ferritoscópio ser muito utilizado para a medição da quantidade de ferrita delta em soldas de aços inoxidáveis austeníticos, pois as fases são ferromagnéticas e o ferritoscópio não as distingue.

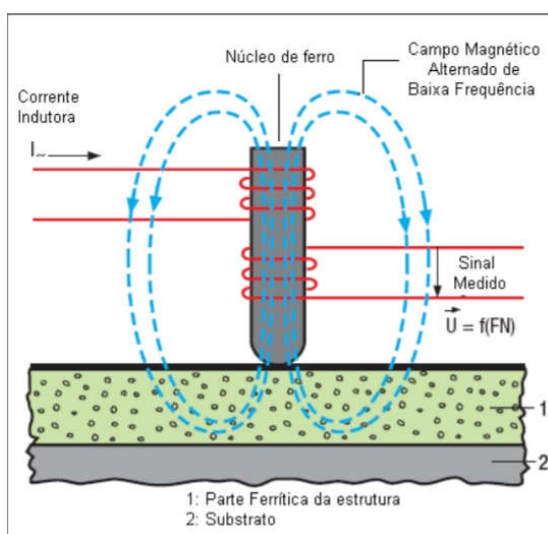


Figura 3.18 – Princípio de funcionamento do ferritoscópio (HELMUT, 2006)

A medida magnética é feita de forma não destrutiva por meio de uma sonda adaptada perpendicularmente à superfície da amostra que está sendo

avaliada. O princípio operacional da técnica de ferritoscopia baseia-se na determinação da permeabilidade magnética do material a ser analisado. Existe um erro de medida nos valores obtidos no ensaio, pois a permeabilidade magnética da martensita α' é função da deformação imposta. Portanto, os resultados obtidos com a técnica de ferritoscopia devem ser convertidos em valores reais de martensita α' onde se usa uma curva de calibração. Curvas de calibração foram obtidas utilizando diferentes técnicas de medida da martensita α' , como a difração de raios-x, medidas de densidade, balanço magnético, metalografia quantitativa e outras. TALONEN e pesquisadores (2004) encontraram por meio de comparação com as técnicas citadas anteriormente que o fator de correção aplicado à leitura obtida pelo ferritoscópio para valores reais de martensita α' seria de 1,7 (TALONEN, *et al.*, 2004).

As análises por ferritoscopia foram efetuadas nas dependências da Universidade Federal Fluminense com o auxílio do ferritoscópio da marca FISCHER - FMP30 (Figura 3.19), cuja sensibilidade de detecção da fase ferromagnética varia desde 0,1 a 80%. Foi utilizada a calibração a partir dos padrões de ferrita que são fornecidos pelo fabricante do equipamento.



Figura 3.19 – Ferritoscópio FISHER - FMP30 e as amostras padrões para calibração

O valor medido pelo equipamento leva em conta alguns fatores de correção e para isso segue a equação Equação 3-21 do manual de operação do ferritoscópio (OPERATORS MANUAL FERITSCOPE FMP30, 2008).

$$FN_{FINAL} = FN_{MEDIDO} \times FC$$

Equação 3-21

Onde:

FN_{FINAL} - corresponde ao teor de fase real

FN_{MEDIDO} - teor de fase ferromagnética medido

FC - fator de correção

O fator de correção pode ser obtido em uma série de gráficos relacionado à geometria (curvatura), espessura, rugosidade superficial e revestimento das amostras. (OPERATORS MANUAL FERITSCOPE FMP30, 2008). O fator de correção utilizado para a espessura ficou com o valor de 1, pois todas as amostras analisadas tinham espessura maior que 2 mm.

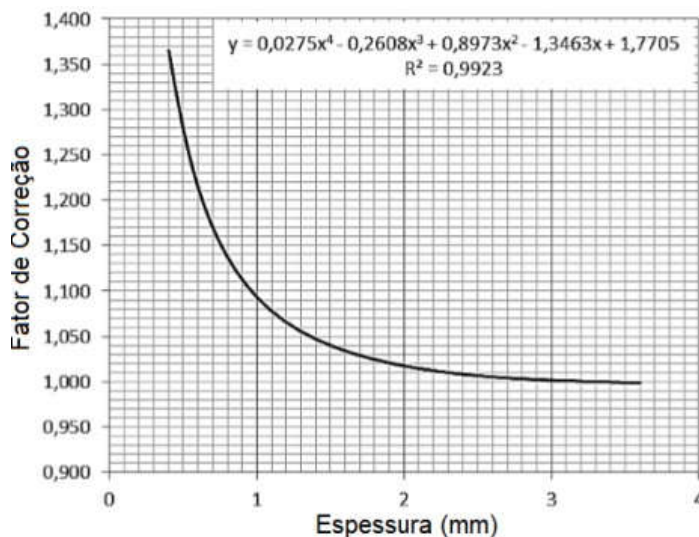


Figura 3.20 – Fator de correção para análises de ferritoscopia em função da espessura das amostras (FEREZIN, J.W., 2016).

O valor do número de ferrita correspondente ao teor de fase real foi transformado em porcentagem de martensita α' (fase martensítica com propriedades ferromagnéticas formada nos aços inoxidáveis austeníticos) através do fator de correção de TALONEN, *et al.*, (2004) de 1,7.

3.2.14 Ensaio de tração uniaxial

O ensaio de tração uniaxial é uma técnica de caracterização mecânica neste estudo com o objetivo de apenas qualificar os materiais como recebidos. Os corpos de prova foram confeccionados através da norma “*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Material - Designation: E8/E8M - 13a - ASTM E8/E8M-13^a - 2013*”, conforme descrito na Figura 3.21.

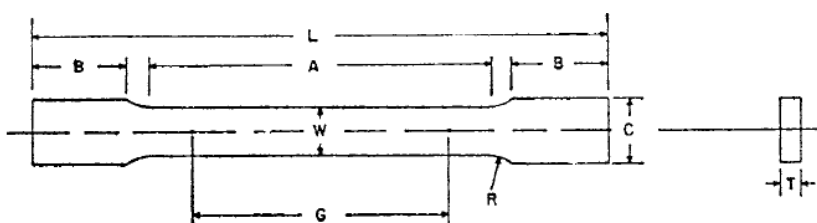


Figura 3.21 - Corpo de prova reduzido para ensaios de tração (ASTM E8/E8M-13a- 2013).

Onde:

G – Comprimento útil 25 mm

W – Largura 6 mm

T – Espessura (até 6 mm)

R – Raio 6 mm

L – Comprimento total 100 mm

A – Comprimento da seção reduzida 32 mm

B – Comprimento da seção de fixação 30 mm

C – Largura da seção de fixação 10 mm

Os corpos de prova, ensaiados através do procedimento de tração, tiveram as suas respectivas larguras e espessuras mensuradas com o auxílio de um paquímetro digital da marca Mitutoyo, para que fosse possível a obtenção da área útil da seção transversal de cada corpo de prova através do cálculo de área para seções retangulares. Antes do início do ensaio, os corpos de prova foram submetidos à marcação, com lâmina, do comprimento inicial, através do uso do mesmo paquímetro digital. Durante o ensaio os dados foram coletados com auxílio de um extensômetro do tipo *clip-gage* da marca Instron, modelo 2630-106. O ensaio foi realizado em uma máquina eletromecânica da marca Instron, modelo 5585H. A velocidade de deslocamento da máquina foi de 0,375 mm/min e a base de medida (L_0) para determinação do alongamento foi de 25 mm. Os corpos de prova foram usinados na direção de laminação da chapa recebida. Foram ensaiados 3 corpos de prova para cada material estudado nesta tese. Os valores extraídos do ensaio são uma média dos valores obtidos nestes 3 corpos de prova. Através da Figura 3.22 são identificados os corpos de prova usinados a partir da chapa fornecida pela empresa *Aperam South America*.

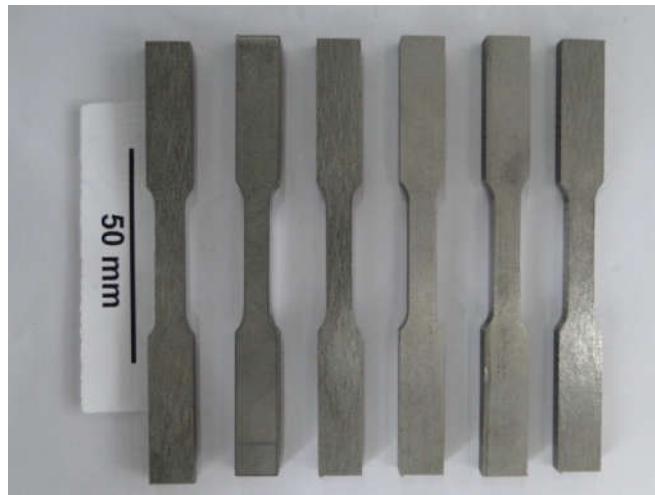


Figura 3.22 - Corpos de prova de tração dos materiais do presente estudo.

3.2.15 Ensaio de compressão uniaxial

O ensaio de compressão uniaxial em regime quase estático, utilizando baixas taxas de deformação, teve também como objetivo a caracterização mecânica dos materiais como recebido, onde neste ensaio buscou-se principalmente o valor de limite de escoamento dos materiais. O ensaio foi realizado com uma velocidade de carregamento superior ao ensaio de tração aproveitando para dirimir quaisquer dúvidas a respeito do limite de escoamento obtido no ensaio de tração. A possibilidade de execução deste ensaio favorece a utilização do ferritoscópio para que possamos medir a quantidade de fração de martensita formada após o ensaio.

Realizaram-se os ensaios em compressão uniaxial em três corpos de prova de cada material até o limite da célula de carga na máquina universal de ensaios. Todos os ensaios utilizaram o composto químico dissulfeto de molibdênio como lubrificante em ambas as superfícies do corpo de prova de modo a reduzir o atrito.

O teste de compressão em regime quase estático é sujeito ao aumento gradual da carga compressiva axial, onde a carga e o deslocamento são monitorados continuamente ou em incrementos finitos podendo se determinar posteriormente as propriedades mecânicas em compressão. Para a execução do ensaio e determinações das relações geométricas dos corpos de prova utilizou-se a norma *Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature* - ASTM E9 - 09. A relação geométrica para os corpos de prova cilíndricos foram retirados da tabela 2 da respectiva norma onde os corpos de prova foram classificados como pequenos (*short*) mantendo uma relação geométrica de comprimento/diâmetro de 0,8. O comprimento dos corpos de prova estava amarrado às espessuras das chapas laminadas a quente. As amostras do material 304L ficaram com um diâmetro de 8 mm e comprimento de 6,4 mm (espessura da chapa). As amostras do material ASTM 201 LN ficaram com um diâmetro de 6,25 mm e comprimento de 5 mm (espessura da chapa). A velocidade de deslocamento no ensaio seguiu a norma ASTM E9 - 09, onde a velocidade foi de 5 mm/min. Devido a diferença de comprimento entre os dois materiais estudados, a velocidade de

deslocamento foi ligeiramente alterada para o material 304 L onde a mesma foi de 6,4 mm /min. Desta maneira os corpos de prova foram ensaiados em uma mesma taxa de deformação. O ensaio foi realizado em uma máquina eletromecânica da marca Instron, modelo 5969 com uma célula de carga com capacidade máxima de 50 KN.



Figura 3.23 – Máquina universal de ensaios Instron modelo 5969 instalada no CTEEx.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Materiais nos estados como recebidos

4.1.1 Análise química

A análise química por espectrometria de emissão ótica tem os resultados de suas análises apresentados na Tabela 4.1, discriminados por amostra e salientando-se que o resultado é a média de três análises efetuadas em cada amostra.

Tabela 4.1 - Análise química para confirmação do tipo dos aços em estudo

Elementos (% em massa)	304L	201 LN
C	0,024	0,029
N	0,0502	0,2000
Mn	1,254	6,636
Si	0,548	0,281
P	0,030	0,025
S	0,0008	0,0009
Cr	18,0156	17,26
Ni	8,146	4,014
Mo	0,122	0,032
Al	0,0075	0,0042
Cu	0,147	0,017
Co	0,155	0,092
V	0,056	0,052
Nb	0,028	0,054
Pb	0,0008	0,0064
B	0,0005	0,0006
Ti	0,0041	0,0037
Sn	0,0053	0,0029
W	0,0183	0,0112

Os resultados obtidos referentes às análises químicas para os dois materiais estão perfeitamente coerentes com os resultados de análise química enviadas pelo fabricante dos aços inoxidáveis (*Aperam South America*) referente à corrida de produção de cada material através da análise conduzida nos laboratórios da sua aciaria. As diferenças dos valores exibidos nas Tabela 3.1 e Tabela 4.1 não são significativas, se justificando pelo gradiente de composição que se faz presente ao longo do volume de aços produzidos industrialmente, mesmo após a homogeneização composicional e microestrutural resultante do processamento termomecânico a quente.

A composição química se encontra dentro dos parâmetros dos requerimentos de composição química da norma ASTM A666-15 – *Standard Specification for Annealed or Cold – Worked Austenitic Stainless Steel Sheet, Strip, Plate and Flat Bar* e também estão de acordo com a Tabela 2.2 (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994) tanto para o AIA 304L como também para o aço AIA 201LN.

4.1.2 Análises composicionais versus temperatura de transformação e energia

A partir da composição química descrita na Tabela 4.1 foram calculados os valores das temperaturas de transformação martensítica M_i e M_{d30} para os aços investigados segundo as equações de EICHELMANN e HULL (1953) denominada de Equação 2-4 (temperatura M_i) e de ANGEL (1954) denominada de Equação 2-5 (temperatura M_{d30}). Todas estas equações foram apresentadas no capítulo 2 desta tese. Os valores obtidos são apresentados na Tabela 4-2.

$$M_i (\text{°C}) = 1305 - 1665(\%C + \%N) - 28(\%Si) - 33(\%Mn) - 42(\%Cr) - 61(\%Ni)$$

Equação 2-4

$$M_{d30-ANGEL}(^{\circ}\text{C}) = 413 - 462(\%C+\%N) - 9,2(\%Si) - 8,1(\%Mn) - 9,5(\%Ni) - 18,5(\%Mo).$$

Equação 2-5

Tabela 4-2 - Valores das temperaturas de transformação martensítica calculados em função da composição química do aço 201LN e 304L em estudo (Tabela 4.1).

Material	M _i (°C)	Md ₃₀ (°C)
201LN	-268,30	-23,56
304L	-121,45	39,47

Quando comparamos as temperaturas M_i para ambos os aços inoxidáveis estudados notam-se valores de temperatura de início da transformação martensítica, por super resfriamento, muito menores para o aço inoxidável 201LN em comparação ao aço inoxidável 304L, o que determina uma grande estabilidade da estrutura austenítica do aço inoxidável 201LN em comparação ao clássico 304L. O valor da temperatura Md₃₀ também reflete para o aço inoxidável 201LN uma maior estabilidade austenítica e menor susceptibilidade ao efeito TRIP, a temperatura ambiente, em relação ao 304L. Ou seja, a formação de 50 % de martensita sob deformação verdadeira sob tração só é alcançada com uma considerável contribuição de uma força motriz termodinâmica química (redução de temperatura) em conjunto a uma força motriz mecânica. Quando da análise do aço rico em níquel 304L, o mesmo não necessita de uma grande contribuição de força motriz química para atingir uma magnitude de 50% de fase martensítica induzida por deformação quando solicitado mecanicamente, sob as mesmas condições. Quando são observadas as equações que descrevem a estabilidade da microestrutura destes materiais é nítida a influência dos elementos em solução sólida intersticial e sua relação com a estabilidade da austenita. Quando se faz a comparação entre os elementos intersticiais, o nitrogênio tem um papel muito importante na classe dos AISI da série 200 em manter a estrutura austenítica conjuntamente com o

manganês. Valores de nitrogênio em massa que são da ordem de quatro vezes os valores encontrados no aço 304L, sendo desta maneira, um elemento que é a chave do entendimento para a estabilidade deste material (AISI 201LN) frente à transformação martensítica. Em geral, o elemento manganês é utilizado conjuntamente com o elemento nitrogênio e algumas vezes com o cobre de forma a facilitar a estabilização da estrutura austenítica (SIMMONS, 1995). Adições de cromo e manganês em uma matriz de ferro resultam em uma maior solubilidade para o elemento nitrogênio, ao contrário do elemento níquel, assim as ligas inoxidáveis austeníticas baseadas nos elementos ferro-cromo-manganês possuem maior capacidade em solubilizar o elemento nitrogênio do que àquelas do sistema ferro-cromo-níquel (SIMMONS, 1995).

Na Tabela 4.3 é apresentada a composição química dos aços 201 (HAMADA, *et al.*, 2015), 201L (HAMADA, *et al.*, 2013), 304 (DISCHINO & KENNY, 2002) e 304L (KUMAR & SHARMA, 2014), conforme designação dada pelos autores dos respectivos trabalhos.

Tabela 4.3 - Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos 201 (HAMADA, *et al.*, 2015), 201L (HAMADA, *et al.*, 2013), 304 (DISCHINO & KENNY, 2002) e 304L (KUMAR & SHARMA, 2014).

Aço	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	N
201	0,05	0,32	6,74	17,50	3,72	0,05	0,23	0,23
201L	0,03	0,28	7,40	17,00	3,70	0,01	0,05	0,20
304	0,06	0,02	0,33	18,40	8,60	0,11	-	0,02
304L	0,02	0,30	1,50	18,6	10,10	-	-	0,02

Calculando os valores de M_i e M_{d30} , conforme a Equação 2-4 e a Equação 2-5 respectivamente, para os aços inoxidáveis presentes na Tabela 4.3 tem-se os seguintes resultados obtidos que são mostrados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 - Temperatura de transformação martensítica para a composição química dos aços apresentados na Tabela 4.3.

Temperatura de transformação	Referência	201	201L	304	304L
M _i (°C)	Eichelmann e Hull	#	-269,7	-137	-216,8
M _{d30} (°C)	Angel	-49,9	-24	37,4	28,8

- Temperatura inexistente (resultado menor que -273 °C).

A partir da Tabela 4.3 notam-se a semelhança dos valores encontrados para o material 201L e o material ASTM 201LN que é objeto de estudo desta tese, observa-se novamente os valores de nitrogênio para esta classe de materiais em comparação a classe 300 dos inoxidáveis. A composição química do aço AISI 201L da Tabela 4.3 e do material em estudo (Tabela 4.1) neste trabalho são realmente muito próximas. Já quando comparamos os materiais AISI 304L, apesar das mesmas nomenclaturas (especificações) com respeito aos materiais, os valores de M_i(°C) diferem consideravelmente, onde o material objeto de estudo nessa tese tem um valor de percentagem mássica do elemento níquel 2 % menor ao do material dos pesquisadores representados na Tabela 4.3. Os outros elementos químicos não diferem de forma considerável. Desta maneira, é nítido o papel do elemento níquel para com a estabilização da estrutura austenítica. O conceito de níquel equivalente utilizados por HIRAYAMA e ORIGIMA (1970) e TAKEMOTO e colaboradores (1990) se baseia na composição química dos aços inoxidáveis e indicam que os elementos pertencentes às equações, excluindo o silício, favorecem a estabilidade da fase austenítica, conduzindo a uma supressão da transformação martensítica. Assim a Equação 2.10 de TAKEMOTO e colaboradores (1990) foi utilizada para se mensurar o níquel equivalente para os dois aços estudados nesta tese. Na Tabela 4.5 são apresentados os valores obtidos do níquel equivalente para ambos os materiais em estudo.

$$Ni_{equ} = \%Ni + 0,6\%Mn + 0,18\%Cr + 9,69\%(\%C+\%N) - 0,11\%Si^2$$

Tabela 4.5 – Valores de níquel equivalente para os aços ASTM 201LN e 304L em estudo.

Material	Níquel Equivalente
201LN	13,23
304L	12,80

Um valor mais elevado de níquel equivalente reflete uma estrutura austenítica mais estável o que corrobora os aços inoxidáveis austeníticos 201 LN, como o material mais estável micro estruturalmente, conjuntamente com os valores encontrados para as equações de EICHELMANN e HULL (1953)

Equação 2-4 (temperatura M_i) e ANGEL (1954)

Equação 2-5 (temperatura

M_{d30}).

O trabalho de DAI e colaboradores (2004) identificou a temperatura M_i por meio de equações que definem o caminho das transformações de fases relacionadas a transformação martensítica induzida por deformação sendo elas: c.f.c \rightarrow c.c.c ; c.f.c \rightarrow h.c.p; c.f.c \rightarrow h.c.p + c.c.c. Assim o cálculo dos valores de $M_i(K)$ (

Equação 2-7) e $M_i\epsilon(K)$ (

Equação 2-8) foram realizados para os

dois materiais desta tese buscando se identificar a possível rota de transformação martensítica para cada um dos materiais.

$$M_i(K) = A_3 - 199.8(C+1.4N) - 17.9Ni - 21.7Mn - 6.8Cr - 45.0Si - 55.9Mo - 1.9(C+1.4N)(Mo+Cr+Mn) - 14.4[(Ni+Mn)(Cr+Mo+Al+Si)]^{-1/2} - 410$$

Equação 2-7

$$M_i\epsilon(K) = A\epsilon - 710.5(C+1.4N) - 18.5Ni - 12.4Mn - 8.4Cr - 13.4Si - 1.6Mo - 22.7Al + 11.6(C+1.4N)(Mo+Cr+Mn) - 3.7[(Ni+Mn)(Cr+Mo+Al+Si)]^{-1/2} + 277.$$

Equação 2-8

Na Tabela 4.6 são apresentados os valores encontrados para os aços inoxidáveis austeníticos estudados neste trabalho utilizando as equações 2.7 e 2.8.

Tabela 4.6 - Valores de temperatura de início da transformação martensítica medidos em Kelvin.

Material	$M_i(K)$	$M_i\epsilon(K)$
201LN	352,07	228,95
304L	428,74	299,66

Estas equações têm como objetivo e finalidade serem aplicadas no projeto e controle microestrutural de aços inoxidáveis austeníticos que venham a ser de alguma forma conformados ou deformados através de solicitações mecânicas. Portanto, foi verificado por DAI e pesquisadores (2004) através de cálculo e análise destas equações que quando M_i e $M_i\epsilon$ estiverem próximos em valores em temperatura, como identificado na Tabela 4.6 à reação de transformação $\gamma \rightarrow \epsilon + \alpha'$ é a mais provável para acontecer nos dois materiais estudados neste trabalho.

4.1.3 Energia de falha de empilhamento

A energia de falha de empilhamento EFE pode ser prevista de uma forma empírica pelo uso de equações por meio da composição química de metais e ligas que não se limitam aos aços inoxidáveis.

A Equação 2-11, inicialmente apresentada no capítulo 2 de Revisão Bibliográfica, foi proposta por BROFMAN a ANSELL (1979), adequada aos aços inoxidáveis do sistema Fe-Cr-Ni (BEHJATI, 2013).

$$\text{EFE (mJ/m}^2\text{)} = 16,7 + 2,1(\%Ni) - 0,9(\%Cr) + 26(\%C)$$

Equação 2.11

A EFE também pode ser estimada pela Equação 2.12, inicialmente apresentada no capítulo 2 de Revisão Bibliográfica, proposta por PICKERING (1984). Esta EFE já leva em consideração os elementos químicos nitrogênio e manganês que estão associados aos aços inoxidáveis austeníticos da série 200 (HAMADA, *et al.*, 2013).

$$\text{EFE (mJ/m}^2\text{)} = 25,7 + 2(\%Ni) + 410(\%C) - 0,9(\%Cr) - 77(\%N) - 13(\%Si) - 1,2(\%Mn)$$

Equação 2.12

A energia de falha de empilhamento foi então calculada para os dois materiais estudados nesta tese conforme as equações acima. Os valores são apresentados conforme Tabela 4.7.

Tabela 4.7 – Valores da EFE calculados em função da composição química dos aços ASTM 201 LN e 304 L

Material	EFE (mJ/m ²) Brofman e Ansell	EFE (mJ/m ²) Pickering
201LN	10,17	2,91
304L	18,38	23,28

Os valores de EFE para o material 304L não diferem significativamente entre as equações descritas pelos pesquisadores podendo-se chegar a

conclusão que o elemento intersticial nitrogênio é ligeiramente baixo para o aço em questão e que não faz uma diferença significativa em relação as duas equações para o cálculo da EFE. Quando se analisa o material 201 LN nota-se claramente uma diferença significativa entre as duas equações para o cálculo desta falha de empilhamento. A equação de PICKERING (1984) já leva em consideração o papel substancial do nitrogênio em reduzir a EFE. Existe também uma contribuição do elemento manganês nesta equação que não foi prevista para a equação de BROFMAN e ANSELL (1979). Desta maneira, a equação de PICKERING (1984) é uma equação muito mais apropriada para se analisar os aços da série 200 dos inoxidáveis, que substituem o níquel em solução pelos elementos manganês e nitrogênio, quando comparada a equação de BROFMAN e ANSELL (1979).

4.1.4 Caracterização microestrutural

Através do uso de microscopia ótica e eletrônica de varredura foi possível fazer uma caracterização da microestrutura com intuito de correlacionar os aspectos microestruturais morfológicos com as análises instrumentais por difração de raios X e ferritoscopia de modo a elucidar quais fases estão presentes no material como recebido. Buscou-se por meio da técnica metalográfica identificar, com o auxílio do microscópio óptico, a presença da ferrita delta na microestrutura de ambos os materiais estudados na tese, pois ligas com carbono muito baixo, que minimizam a susceptibilidade a sensitização durante a soldagem, possuem uma grande tendência a estabilização da ferrita delta na microestrutura (ASM METALS HANDBOOK METALLOGRAPHY AND MICROSTRUCTURES, 2000).

Na Figura 4.1 são apresentadas as micrografias representativas para esta análise e o resultado encontrado de grão médio de 38,3 micrômetros e tamanho de grão ASTM 6,5 para o aço inoxidável 304L, fotomicrografia a esquerda na Figura 4.1. Com relação ao AIA 201LN o resultado encontrado foi o de grão médio de 27,5 micrômetros e tamanho de grão ASTM 7,5 para o aço inoxidável 201LN representado pela fotomicrografia a direita na Figura 4.1.

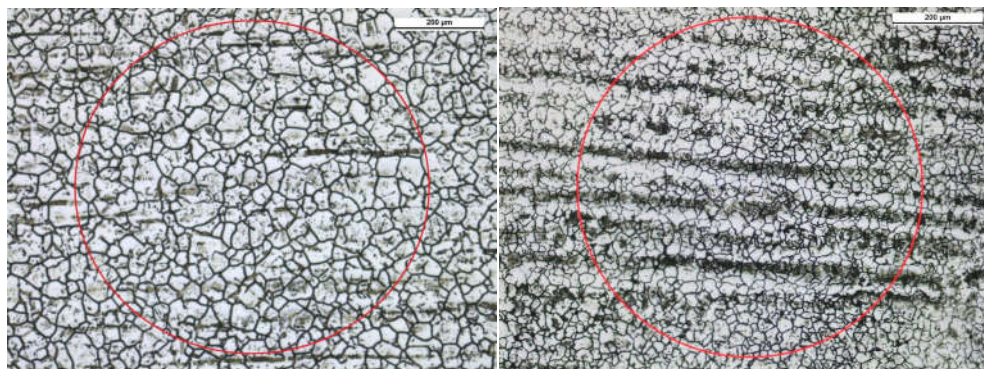


Figura 4.1 - Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% com tensão de 20 V. Ampliação de 100x. Fotomicrografia a esquerda material AISI 304L. Fotomicrografia a direita material AISI 201LN

Com a técnica de microscopia eletrônica foram realizadas as imagens para a caracterização microestrutural de ambos os aços inoxidáveis. As micrografias apresentadas na

Figura 4.2 são referentes ao aço 304L onde se observa uma distribuição granulométrica uniforme com grãos de formato equiaxial com pequena quantidade de maclas de recozimento. Não é possível identificar nenhuma banda de deformação.

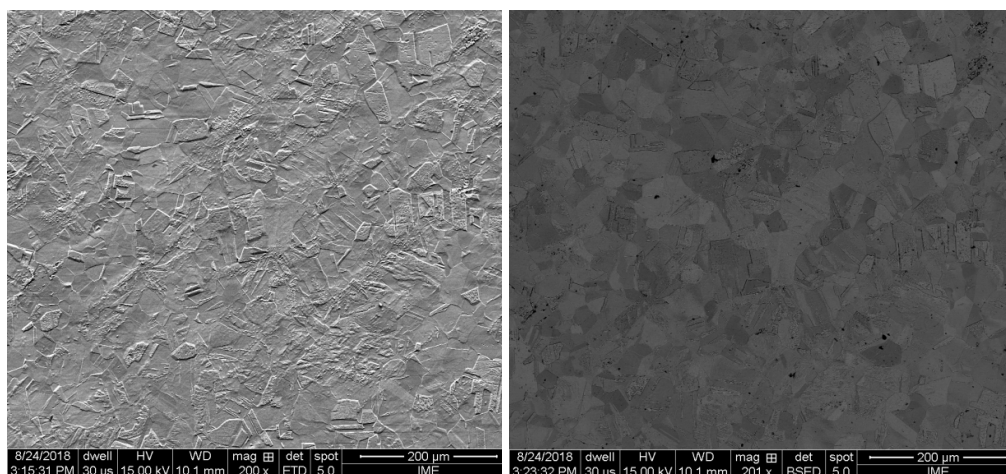


Figura 4.2 – Micrografia do aço 304L na condição como recebido com o uso de detector de elétrons secundários (esquerda) e retroespalhados (direita). Aumento de 200x.

Em relação à

Figura 4.3 é apresentada a microestrutura do aço AISI 201LN com aumento de 200x. Observa-se uma estrutura muito mais refinada com distribuição granulométrica uniforme com grão equiaxiais típicos de uma estrutura austenítica. Um número limitado de maclas de recozimento também pode ser identificado. Não foi possível identificar nenhuma banda de deformação onde incidem defeitos capazes de nuclear a martensita induzida por deformação.

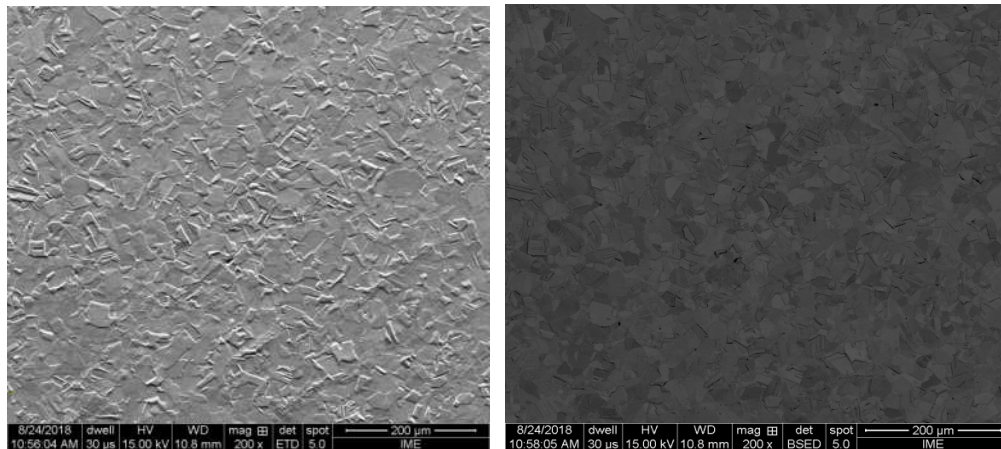


Figura 4.3 - Micrografia do aço ASTM 201LN na condição como recebida com o uso de detector de elétrons secundários (esquerda) e retroespalhados (direita). Aumento de 200x.

4.1.5 Identificação e quantificação das fases

Para a identificação das fases presentes nos materiais como recebidos foi utilizada a técnica de difração de raios X. O difratograma do material 304L é apresentado na Figura 4.4 onde o pico mais intenso é referente ao plano (111) da austenita. Observam-se picos relativos às fases da martensita ϵ e da martensita α' . A não detecção da ferrita delta é confirmada corroborando os resultados com a técnica metalográfica. A ferrita delta é muito estável em aços com muito baixo carbono podendo a mesma ser remanescente do processo de solidificação por lingotamento contínuo da liga. Lembrando que quando do processamento termomecânico e através de um procedimento de forma adequada tem-se a devida homogeneização microestrutural e mecânica da liga, por consequência se eliminado a ferrita delta total ou parcial, mas abaixo do 1% que se refere o limite de detecção da técnica de difração de Raios X.

Os picos de martensita encontrados neste material como recebido podem ser oriundos do processo de bobinamento e desbobinamento das chapas, onde um esforço atuante sobre as mesmas pode ter ocasionado tensões de forma que as transformações de fases induzida pela deformação, mesmo que muito pequena, ocorressem.

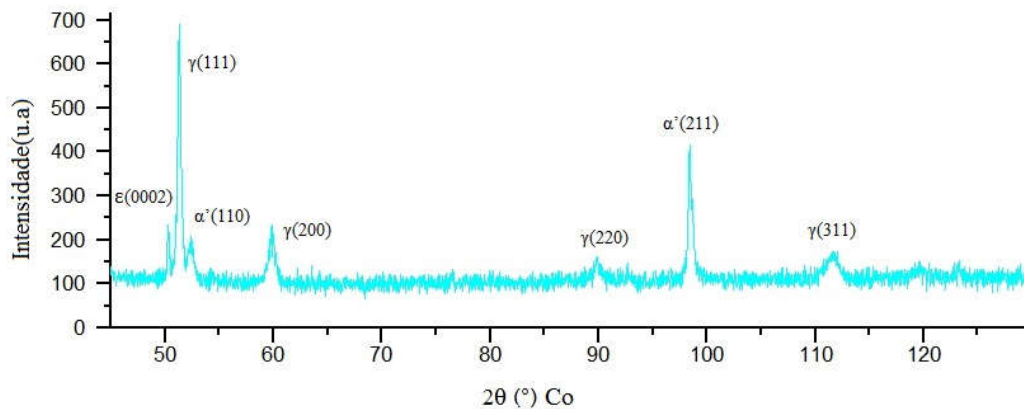


Figura 4.4 – Difratograma do aço 304L na condição como recebida (CR) obtido com radiação de Co $k\alpha$.

Os picos da austenita identificados estão associados aos planos austeníticos (111), (200), (220) e (311). Os picos identificados referentes martensita α' estão associados aos planos (110) e (211). A identificação ocorreu com o auxílio da análise qualitativa, através do programa X'Pert HighScore Plus onde foi utilizada a ficha ICDD (00-047-1417) para a fase γ , de estrutura CFC, e a ficha ICDD (00-034-0396) para a fase martensita α' , de estrutura CCC. Apesar de inúmeras tentativas não foi possível encontrar a ficha ICDD para a martensita ϵ , mesmo com o auxílio dos parâmetros de rede encontrados para esta fase, de estrutura hexagonal compacta, em trabalhos científicos. Por conseguinte, a identificação do pico se baseou em difratogramas encontrados para dois tipos de materiais, um aço AISI 304 (Fe-18Cr-8.4Ni) com composição química mais similar ao da tese, ensaiado em tração uniaxial a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ em regime quase estático com taxa de deformação de 10^{-4} s^{-1} , e um aço inoxidável a base de Cr-Mn-Ni (Fe-15.9Cr-6.8Mn-6.1Ni-0.05C) ensaiado em temperatura ambiente sob carregamento em compressão, em regime quase estático, com uma velocidade de carregamento de 1mm/min. Os difratogramas para os materiais supracitados se encontram na Figura 4.5 e na Figura 4.6. Como pode ser observado há nos difratogramas destas figuras uma variação do ângulo 2θ com relação ao difratograma obtido para o aço 304 L como recebido. Esta variação se dá principalmente pelo alvo do tubo que origina os raios X. Para os difratogramas da Figura 4.5 e Figura 4.6 o alvo utilizado foi o do elemento cobre, ao passo que as análises desta tese utilizaram o difratômetro do IME cujo tubo de raios X tem o alvo de cobalto. Com o respectivo comprimento de onda monocromático da radiação originada pelo tubo de cobalto e pela absorção das demais radiações contínuas e características diferentes da $K\alpha$, pelo filtro de ferro, os cálculos para as posições dos picos relativos ao ângulo 2θ onde ocorrem a difração foram refeitos utilizando-se a equação de Bragg. O plano difratado (0002) no trabalho de MARTIN *et al*, (2011) onde a análise de difração foi realizada com um tubo com alvo de cobre ($\lambda = 1.5406\text{ \AA}$) $K\alpha$) resultou em valor de angular de 2θ de $43,5^{\circ}$. Calculando-se o valor angular de difração para este mesmo plano utilizando-se o comprimento de onda para um tubo de raios X com alvo de cobalto ($\lambda = 1.7890\text{ \AA}$) $K\alpha$) a difração ocorreria em um valor angular de 2θ de

50,9°, valor este muito próximo para o plano difratado do material AISI 304L, como recebido, que é de 50,5°. Reitera-se que o valor do espaçamento interplanar (d) foi calculado com o comprimento de onda originado pelo tubo de cobre e a sua atual posição angular referente ao trabalho de MARTIN *et al*, (2011) como apresenta-se no difratograma da Figura 4.6. Com o valor do espaçamento interplanar obtido e a radiação monocromática do tubo de cobalto foi possível encontrar o ângulo 2θ para o pico do plano (0002) da martensita ϵ . Houve uma dificuldade enorme em se indexar este pico de difração devido principalmente ao valor angular estar muito próximo do plano austenítico (111) para os aços inoxidáveis da classe dos austeníticos, muitas vezes ocorrendo superposição como identificado no trabalho de MARTIN *et al*, (2011). A grande maioria dos trabalhos científicos lidos ou não apresentavam a formação de martensita ϵ referente a este plano de difração, ou realmente não apresentavam a deconvolução do pico (111) do plano austenítico com o do pico referente ao plano (0002) da martensita ϵ . Os demais picos referentes à martensita ϵ encontrados no trabalho de RYOO *et al.*, (2011) quando recalculados para a radiação do alvo de cobalto estão com valores do ângulo 2θ muito destoantes do valor encontrado na análise de difração do material desta tese. Desta maneira infere-se que o pico difratado com o ângulo 2θ de 50,5° refere-se ao plano (0002) da fase martensita ϵ . A pequena diferença no valor de 0,4° entre a difração obtida e o pico do plano difratado para a liga Cr-Mn-Ni (Fe-15.9Cr-6.8Mn-6.1Ni-0.05C) pode ser oriunda dos diferentes parâmetros de rede que acabam diferindo da liga Fe-Cr-Mn-Ni para a liga Fe-Cr-Ni desta tese.

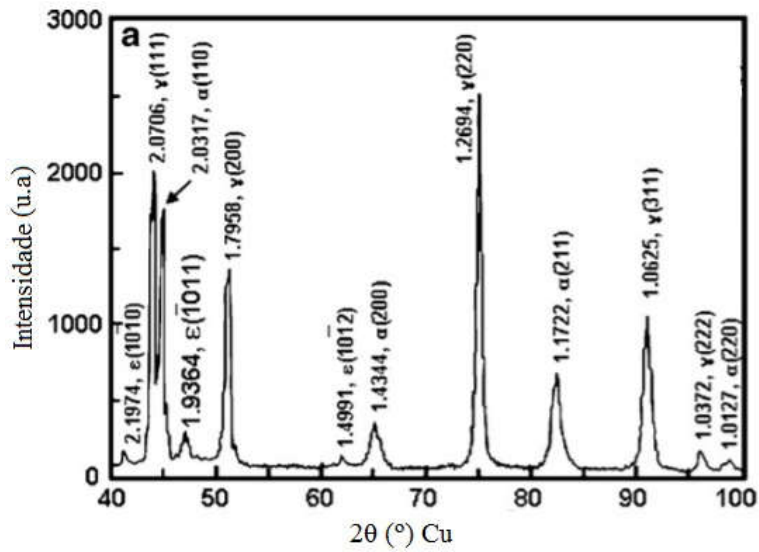


Figura 4.5 – Difratoograma do aço AISI 304 (Fe-18Cr-8.4Ni) ensaiado em tração com a utilização de uma radiação oriunda de um tubo com alvo de cobre (RYOO et al., 2011)

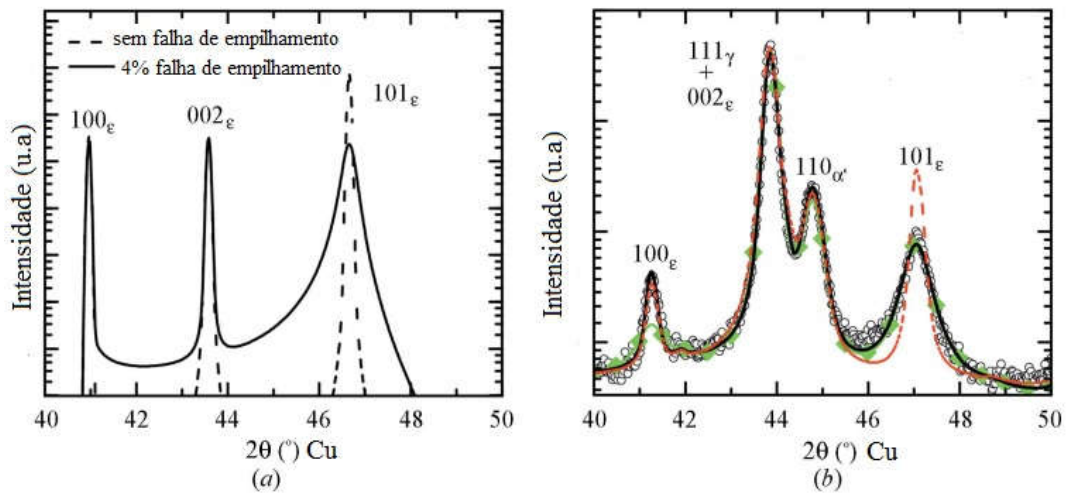


Figura 4.6 – Difratoogramas do aço de CrMnNi (Fe-15.9Cr-6.8Mn-6.1Ni-0.05C) ensaiado em compressão com a utilização de uma radiação oriunda de um tubo com alvo de cobre. MARTIN *et al.*, (2011).

O difratograma do material ASTM 201LN é apresentado na Figura 4.7 no qual o pico mais intenso é também o referente ao plano (111) da austenita.

Observa-se também um único pico relativo à fase da martensita α' com a respectiva ausência da fase martensita ϵ . Conforme a técnica metalográfica anteriormente executada o difratograma confirma o não aparecimento da fase ferrita delta na microestrutura, mas sendo importante destacar o valor de 1% como limite de detecção da técnica. Como explicado para o material 304L muito provavelmente a fase martensítica possa ter ocorrido no processo de bobinamento e desbobinamento da referida chapa. Os picos da austenita identificados estão associados aos planos austeníticos (111), (200), (220) e (311). O pico identificado referente à martensita α' está associado ao plano (211). A identificação ocorreu com o auxílio da análise qualitativa, através do programa X'Pert HighScore Plus onde foi utilizada a ficha ICDD (00-047-1417) para a fase γ , de estrutura CFC, e a ficha ICDD (00-034-0396) para a fase martensita α' , de estrutura CCC.

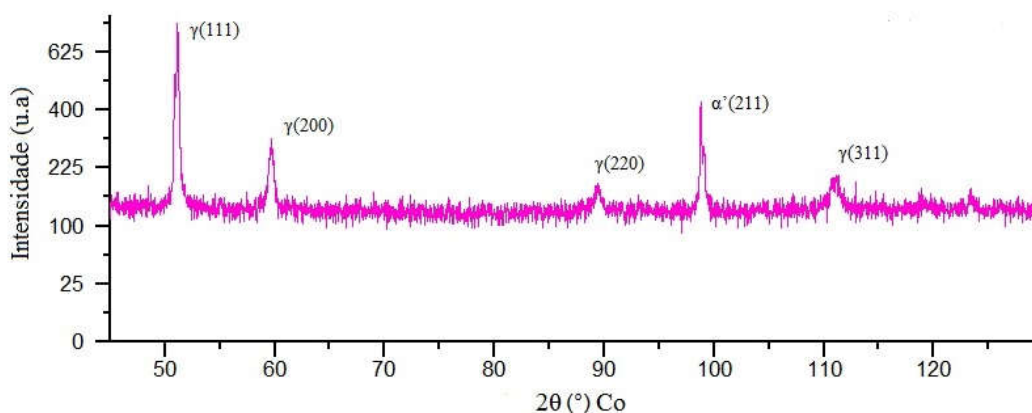


Figura 4.7 – Difratograma do aço ASTM 201LN na condição como recebida (CR) obtido com radiação de Co $\kappa\alpha$.

Através da técnica de ferritoscopia foi possível mensurar a fração volumétrica de martensita nos dois materiais como recebidos. As medidas de FN_{FINAL} (*Ferrite Number*) foram de 0,19% para o aço AISI 201LN enquanto que para o aço AISI 304L este valor ficou com 0,84%. Estes valores correspondem a uma média de três medidas. Importante destacar que através do manual do equipamento da Fischer (OPERATORS MANUAL FERITSCOPE® FMP30, 2008) que o limite de detecção é de 0,1 FN (*ferrite number*) enquanto no

trabalho de TALONEN *et al.*, (2004) os mesmos falam em um limite de detecção de ferrita delta variando de 0 a 60% para com o uso deste equipamento.

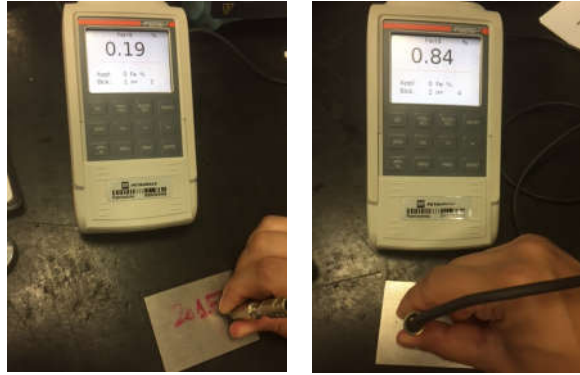


Figura 4.8 – Medidas por ferritoscopia referentes aos materiais AISI 201LN (imagem a esquerda) e AISI 304L (imagem a direita) como recebidos.

Através do cálculo do FN medido pelo ferritoscópio chegaram-se aos valores de percentagem volumétrica de martensita de 0,32% para o material ASTM 201LN como recebido e 1,43% para o material 304L também como recebido. . Na Tabela 4.8 estão sumarizados os resultados da análise de ferritoscopia para os materiais como recebido.

Tabela 4.8 – Percentagem de martensita α' M(%) avaliada por ferritoscopia

Material	M(%)
201LN	0,32 ± 0,04
304L	1,43 ± 0,03

4.1.6 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

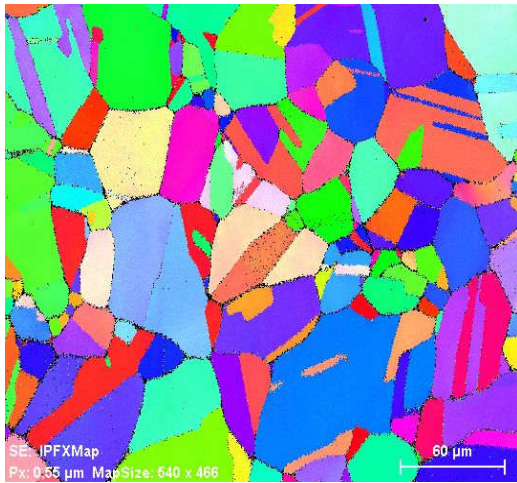
As análises de EBSD foram utilizadas para fins de comparação com as demais técnicas experimentais utilizadas neste trabalho de forma a esclarecer quaisquer dúvidas a respeito da identificação qualitativa das fases presentes no material como laminado a quente. Conjuntamente são apresentados os mapas de orientação de grãos em relação à figura de polo inversa e o mapa de misorientação. O mapa de identificação de fases é apresentado conjuntamente com o mapa de qualidade o que facilita a observação do aparecimento das diferentes fases em relação à microestrutura austenítica formada por grãos equiaxiais de ambos os materiais.

Amostras que apresentam uma distribuição pequena ou muito branda de deformação, geralmente, denotam uma homogeneidade de cores em um mesmo grão, no que diz respeito aos mapas de orientação e de misorientação. Com o incremento de deformação, há uma tendência no aumento do gradiente de cores, uma vez que a desorientação entre as regiões de um mesmo grão aumenta. Na Figura 4.9 são representados os diferentes mapas do EBSD para o material 201LN. O mapeamento da microestrutura de uma pequena área (aumento de 1000x) relacionado à letra (A) se refere ao mapa de orientação desta região analisada na amostra, as cores dos grãos indicam à orientação cristalográfica normal ao plano da superfície da amostra, de acordo com a figura de pólo inversa (E). Através desta análise percebe-se que esta pequena região selecionada não revela uma orientação preferencial, o que é esperado

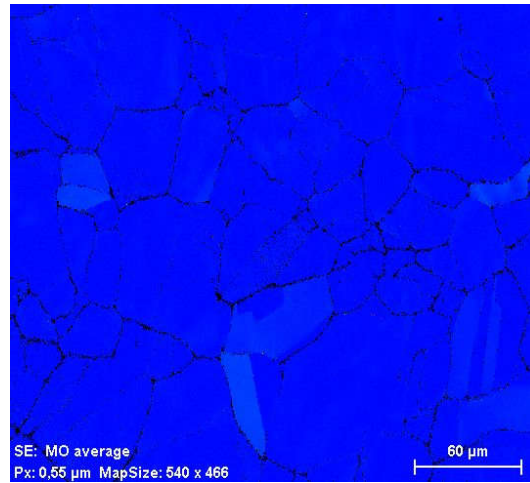
para aços inoxidáveis austeníticos laminados a quente e recozidos (RAABE, 1997) e corrobora com as análises de EBSD com igual e menor aumento (1000x e 150x) e de microtextura por difração de raios X conduzida nesta condição estrutural deste material por SOUZA (2019). Com relação à letra (B) desta figura a mesma representa o grau de misorientação da amostra e pela homogeneidade da cor azul infere-se que a mesma apresenta uma deformação branda em sua microestrutura, ou seja, o material encontra-se completamente recristalizado e qualquer artefato de encruamento, oriundo da preparação metalográfica, se restringe a uma camada muito superficial, mas praticamente imperceptível na subsuperfície onde ocorre a difração dos elétrons retroespalhados. Com respeito à letra (C) da Figura 4.9 percebem-se pontos de tonalidade amarela e vermelha, em um fundo preto da imagem, que são oriundos de transformação de fase martensítica. Os pontos de tonalidade amarela são resultantes da transformação da austenita em martensita ϵ enquanto os pontos de tonalidade vermelha são resultantes, muito provavelmente, da formação da martensita ϵ em martensita α' , embora alguns pesquisadores como TIAN e colaboradores (2008) observaram para as ligas de baixa energia de falha de empilhamento ou de mais baixa estabilidade austenítica, a martensita α' se formando conjuntamente com a martensita ϵ , tanto por tempera sub zero como também por deformação. A energia de falha de empilhamento dos materiais a base de Fe-Cr-Mn-Ni-N como as ligas da classe 201, estão bem abaixo de valores de 20 mJ/m², podendo ser consideradas ligas com EFE extremamente baixas, e alguns pesquisadores referenciam que a plasticidade desses aços inoxidáveis com efeito *TRIP* é frequentemente acompanhada pela sequência de transformação $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ (MARTIN *et al*, 2011).

Com o auxílio do mapa de qualidade que é representado na letra (D), desta mesma figura, demonstram-se que as transformações martensíticas ocorrem próximas aos contornos de grão assim como também próximas aos contornos de maclas (regiões em cor preta da Figura 4.9 (D)), regiões estas de grande acúmulo de tensões devido aos próprios campos de tensões das discordâncias que ficam obstruídas por estes tipos de defeitos bidimensionais. Segundo TIAN e colaboradores (2018) o empilhamento de discordâncias também é um dos

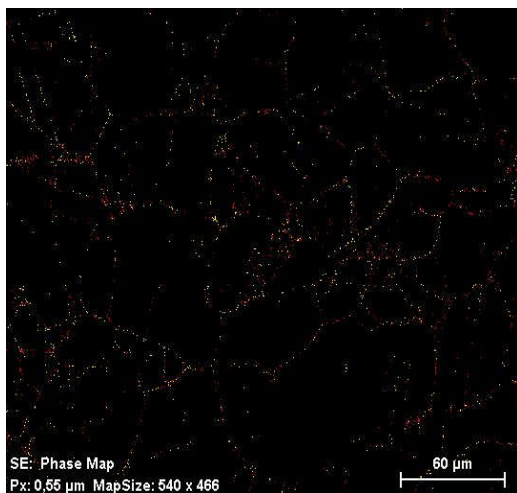
mecanismos associados de forma a nuclear a martensita induzida por plasticidade. O ensaio de EBSD para material 201LN revela que a transformação martensítica ocorre tanto para a transformação do tipo ϵ como também para o do tipo α' , o que não pode ser verificado pelo ensaio de difração de raios X.



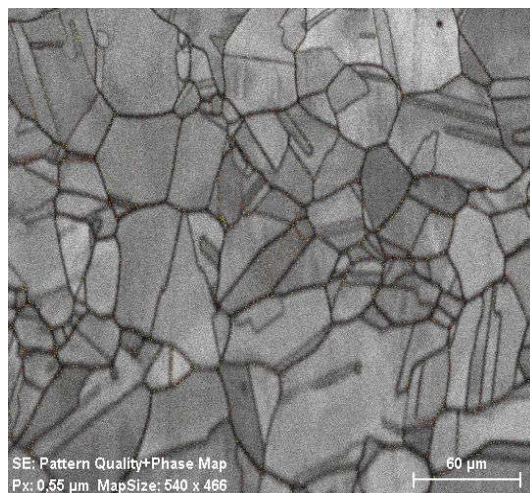
(A)



(B)



(C)



(D)

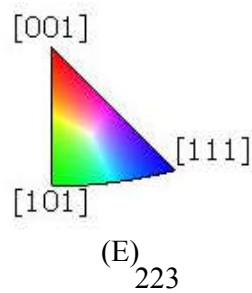


Figura 4.9 – Mapeamento por EBSD para a amostra do material 201LN, com 1000x. (A) Mapa de orientação, (B) Mapa de misorientação, (C) Mapa de fases, (D) Mapa de qualidade e (E) Figura de polo inversa.

No entanto, é importante salientar novamente, como o aço 201LN fornecido laminado a quente é submetido a uma etapa final de processamento de recozimento a 1050 °C após a laminação a quente. Desta forma, qualquer martensita (ϵ e α') detectada é oriunda a uma etapa posterior de manipulação do aço, seja devido a operações de bobinamento/desbobinamento em função da coleta de amostra para este estudo após a etapa de recozimento, ou também devido a provável causa associada a artefato de encruamento superficial oriunda da preparação metalográfica. Tendo em vista que SOUZA (2019) ao analisar amostra deste mesmo material por EBSD não observou nenhuma das martensitas após otimizar os parâmetros de preparação metalográfica. Importante lembrar que a mesma (SOUZA, 2019) fez a preparação metalográfica e polimento eletrolítico anteriormente aos ensaios de difração de raios X para o material como recebido, o que não aconteceu para os materiais desta tese no quesito difração de raios X.

Seguindo a mesma metodologia da amostra relativa ao AIA 201LN a Figura 4.10 representa os mapas de EBSD para o aço inoxidável 304L. O mapeamento da microestrutura de uma pequena área (aumento de 1000x) relacionado à letra (A) se refere ao mapa de orientação desta região analisada na amostra, as cores dos grãos indicam à orientação cristalográfica normal ao plano da superfície da amostra, de acordo com a figura de polo inversa (E). Assim como o material 201LN nota-se que esta pequena região selecionada não revela uma orientação preferencial, o que é esperado para aços inoxidáveis austeníticos laminados a quente e recozidos (RAABE, 1997) e corrobora com as análises de EBSD com igual aumento (1000x) conduzida nesta condição estrutural deste material por ALVES (2018). Quando se conduz a análise da letra (B), desta Figura 4.10, a mesma representa o grau de misorientação da amostra e a presença de diferentes tons da cor azul não

demonstra tanta homogeneidade como a apresentada pelo material 201LN, notam-se regiões mais claras, em regiões mais próximas a contornos de grão e macla, conjuntamente com regiões mais escuras em azul para um mesmo grão. Pode-se desta forma depreender que a amostra apresenta um grau maior de deformação na sua microestrutura. Este comportamento poderia se justificado novamente pela presença de artefatos de encruamento superficial oriundos da preparação metalográfica e a uma maior de severidade e profundidade de deformação nesta camada residual encruada. Pois é sabido que em aços inoxidáveis passíveis de efeito *TRIP* com a sequência $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ ou $\gamma \rightarrow \epsilon + \alpha'$, que a fase α' se destaca em fração quando do consumo da fase ϵ em função do progresso da deformação que induz a transformação martensítica (DAI *et al.*, 2004). Com respeito à letra (C) percebem-se também pontos de tonalidade amarela e vermelha, no fundo preto da imagem, que são oriundos de transformação de fase martensítica. Os pontos de tonalidade amarela são resultantes também da formação da martensita ϵ enquanto os pontos de tonalidade vermelha são resultantes da formação da martensita α' . Por meio de comparação é nítido que estes pontos estão em maior quantidade quando comparamos ao material 201LN, o que pode explicar um maior grau de misorientação na amostra do material 304L em comparação ao 201LN. Com o auxílio do mapa de qualidade que é representado na letra (D), desta mesma figura, revela-se que as transformações martensíticas tanto ocorrem próximas aos contornos de grão e contornos de macla, mas também distribuídas em direção ao interior dos grãos. Percebe-se que a martensita ϵ , em tonalidade amarela, aparenta estar levemente em maior quantidade que a martensita α' , em tonalidade vermelha. Os resultados da técnica de EBSD estão em conforme com a técnica de difração de raios X para o material 304L, onde são identificadas três fases na microestrutura deste material

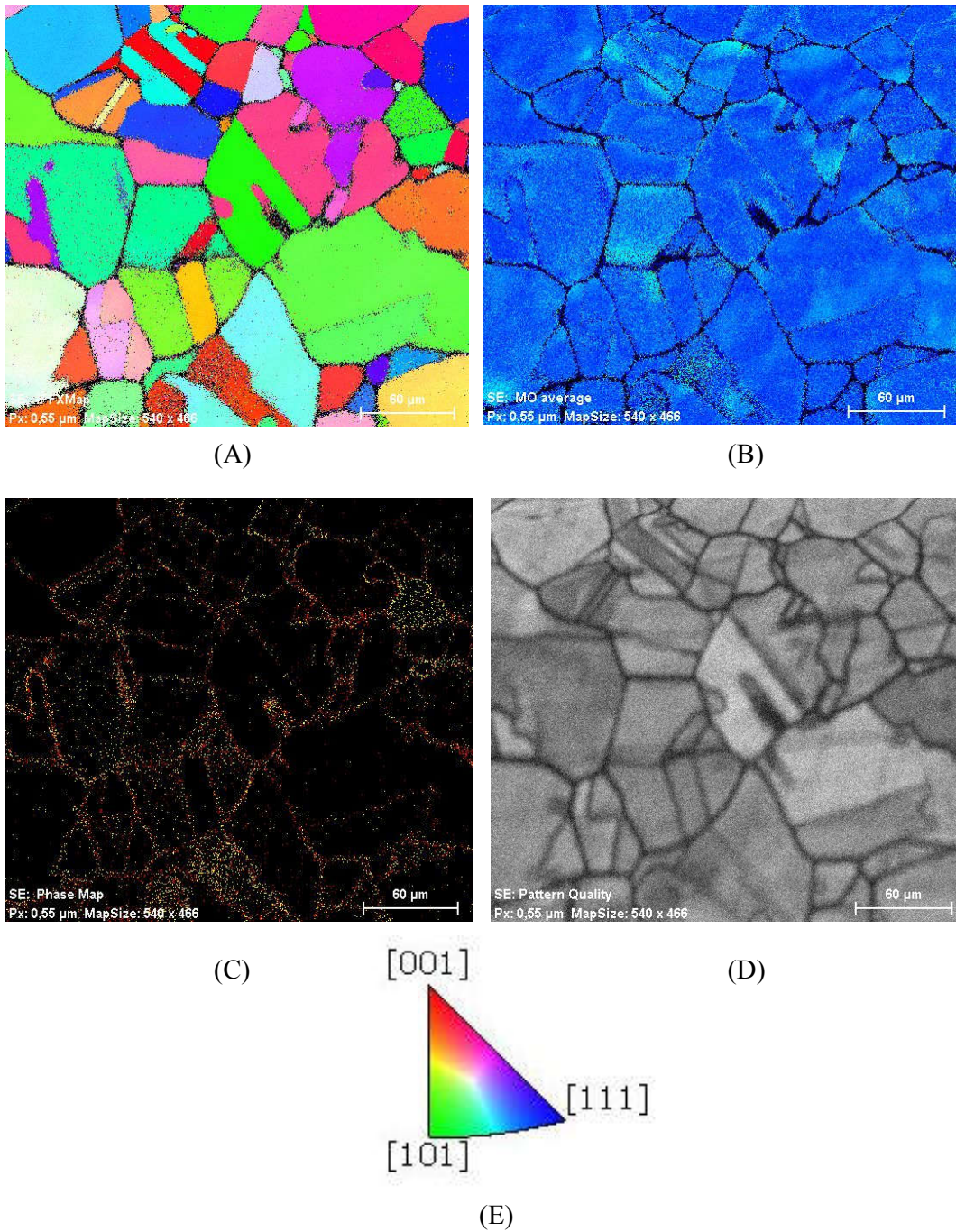


Figura 4.10 - Mapeamento por EBSD para a amostra do material 304L, com 1000x. (A) Mapa de orientação, (B) Mapa de misorientação, (C) Mapa de fases, (D) Mapa de qualidade e (E) Figura de polo inversa.

4.1.7 Macro dureza

O ensaio de macro dureza é um ensaio de grande relevância que deve ser executado prioritariamente antes dos ensaios dinâmicos na barra de pressão Hopkinson bi partida. A barra de entrada (incidente) e a barra de saída (transmissão) devem permanecer linearmente elásticas para que as deformações superficiais sejam linearmente relacionadas às ondas de tensão que se propagam internamente as barras. Estas barras precisam ser fabricadas em um material com alta resistência e serem suficientemente longas para que garantam a propagação unidimensional das ondas de tensão. O material a ser ensaiado dinamicamente não pode ter uma dureza igual ou maior que a dureza do material da barra. A dureza das barras hopkinson tem aproximadamente 58 HRC conforme o manual do fabricante do equipamento. Materiais muito duros ou com dureza similar a da barra devem ser ensaiados com material de proteção entre as barras e o corpo de prova. Seguindo os conselhos do fabricante qualquer material com dureza acima de 48 HRC já necessitaria dos materiais de proteção para a execução do ensaio. Materiais muito duros podem causar endentação nas barras o que acabaria com a premissa de propagação de onda plana unidimensional e a correlação das deformações superficiais com a teoria de ondas elásticas em barras cilíndricas. As interfaces barra incidente – amostra– barra de transmissão devem permanecer sempre planas.

Os resultados de macro dureza são mostrados na Tabela 4.9 para ambos os aços em estudo na condição como recebida. O aço inoxidável 201LN é levemente mais resistente à indentação que o aço inoxidável 304L, mas ambos apresentam dureza inferior à barra Hopkinson (58 HRC) utilizada neste estudo e que permitiu avaliação do comportamento mecânico dinâmico nestes materiais fossem conduzidas nas condições propostas.

Tabela 4.9 - Valores médios de macrodureza Rockwell para os materiais em estudo na condição como recebida.

Material	Macrodureza HRC	Macrodureza HRB
304L	-----	89.6 ± 2,66
201LN	21,6 ± 1.02	-----

4.1.8 Microdureza

O ensaio de microdureza Vickers foi executado de forma que os valores ficassem dentro de uma escala contínua de dureza. Os valores médios de microdureza são indicados na Tabela 4.10. Conforme a correlação com o ensaio de macrodureza o AIA 201LN apresentou um valor de dureza superior ao AIA 304L, validando ambas análises.

Tabela 4.10 – Valores médios de microdureza Vickers para os materiais em estudo na condição como recebida.

Material	Microdureza HV
304L	254 ± 6,26
201LN	280,2 ± 8,91

4.1.9 Avaliação das propriedades elásticas por ultrassom

Os resultados das medidas das velocidades de onda longitudinal e transversal para as amostras das chapas como recebidas estão indicados na Tabela 4.11

Tabela 4.11- Medidas de velocidade de onda obtidas através de ultrassom dos materiais em estudo na condição como recebida.

Material	Velocidade Longitudinal (m/s)	Velocidade Transversal (m/s)
304L	5778 ± 10,78	3147 ± 6,94
201LN	5723 ± 13,94	3159 ± 7,87

Com as respectivas velocidades de ondas foi possível obter o módulo de elasticidade, o coeficiente de Poisson e o módulo de cisalhamento. Na Tabela 4.12 são apresentados os valores para estas propriedades elásticas.

Tabela 4.12 – Valores das propriedades elásticas dos materiais 304L e ASTM 201LN na condição como recebida.

Material	Módulo de Elasticidade E (GPa)	Módulo de Cisalhamento G (GPa)	Coeficiente de Poisson (ν)
304L	205,15 ± 0,82	79,65 ± 0,35	0,2878 ± 0,0013
201LN	199,74 ± 0,64	77,79 ± 0,22	0,2822 ± 0,0009

Para o cálculo de impedância das amostras o valor da densidade dos materiais foi obtido através da empresa fabricante das chapas (*Aperam South America*), sendo estes destacados na Tabela 4.13.

Com relação à velocidade longitudinal de propagação de onda no aço *maraging* das barras da qual é fabricado o equipamento dinâmico, a mesma foi obtida através da calibração da barra Hopkinson ao se dividir a distância percorrida pela onda, dividida pelo tempo de encontro até o extensômetro fixado na barra incidente. A distância do início da barra incidente até o extensômetro é de 1 metro, pois os extensômetros são fixados na metade do comprimento das barras. O tempo decorrido até alcançar o extensômetro foi de 197,2 μ s, resultando um valor de velocidade de onda longitudinal de 5071 m/s. O valor da densidade do aço *maraging* foi encontrado no manual do equipamento fornecido pelo fabricante que é de 8278 kg/m³. Os valores de impedância acústica para os dois materiais deste trabalho e também para o

aço maraging que compõem as barras do equipamento dinâmico são apresentados na Tabela 4.13.

Tabela 4.13 – Valores de impedância acústica obtidos pelo produto da velocidade de onda longitudinal e densidade dos aços em estudo na condição como recebida.

Material	Velocidade de onda longitudinal (m/s)	Densidade (Kg/m ³)	Impedância acústica 10 ³ (Kg/m ² s)
304L	5778	8000	46224
201LN	5723	7800	44639
AISI 18 Ni (350) <i>Maraging</i>	5071	8278	41978

O equipamento dinâmico que se encontra no CTEEx possui dois conjuntos de barras, um conjunto fabricado em aço maraging e o outro conjunto fabricado em liga de alumínio de alta resistência 7075 T6. Em termos de comparação com o material alumínio, a velocidade de onda elástica longitudinal se propagando neste material é da ordem de 6320 m/s e sua densidade é de 2700 kg/m³ o que resulta em uma impedância acústica de 17064 x 10³ Kg/m²s (SANTIM, 1996). Por conseguinte, as barras fabricadas em aço *maraging* são as mais apropriadas para o ensaio dos aços inoxidáveis em altas taxas de deformação devido à proximidade dos valores de impedância acústica entre o material da barra e os aços inoxidáveis.

4.2 Resultados após ensaios mecânicos

4.2.1 Ensaio de tração uniaxial

O aço inoxidável 201LN possui maior resistência mecânica em comparação ao aço inoxidável 304L, em estudo na condição como recebido, baseado nas evidências dos ensaios de tração em discussão nesta seção e destacados pelos resultados anteriormente apresentados de dureza macro (Tabela 4.9) e micro (Tabela 4.10).

Na Figura 4.11 são apresentadas as curva tensão deformação de engenharia para um dos corpos de prova do AIA 304L e também para um corpo de prova referente ao material 201LN. O percentual de alongamento para o material 304L foi levemente superior ao material 201LN, em confronto com menores valores de limite escoamento e de resistência à tração. Os resultados obtidos são sumarizados na Tabela 4.14, como base na amostragem de 3 corpos de prova por aço em estudo. Importante mencionar que o ensaio foi realizado no regime quase estático onde a taxa de deformação nominal aplicada foi de $2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

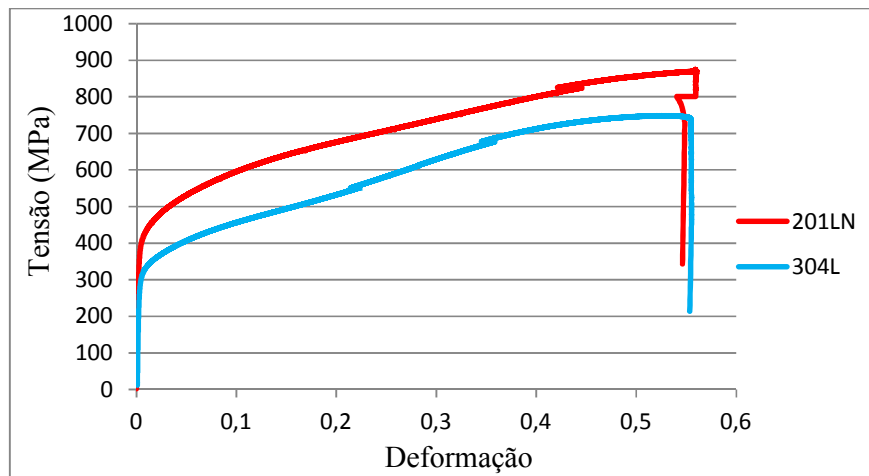


Figura 4.11 - Resultados do ensaio de tração uniaxial dos corpos de prova CP 201LN -3 e do CP 304L – 3

Como é elucidado por diversos autores (LEE, LIN, 2001; YOO *et al.*, 2011; VÁZQUEZ-FERNANDÉZ *et al.*, 2019) o comportamento mecânico dos aços em

estudo com efeito *TRIP* é influenciado pela taxa de deformação aplicada em condições quase-estáticas e não adiabáticas, a partir da mesma temperatura ambiente, além da composição química distinta entre estes, por estes motivo os valores de limite de escoamento e alongamento inferiores e limite de resistência em tração superiores a aqueles apresentados por SOUZA (2019) (aço 201LN) e ALVES (2018) (aço 304L), em função destas autores terem avaliados os respectivos aços com taxas de deformação superiores a empregue na presente tese ($2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). Este comportamento é devido ao efeito da conversão de energia mecânica em calor pelo trabalho mecânico de deformação, onde este efeito é mais significativo com o incremento da taxa de deformação em termos de incremento da temperatura do corpo de prova ensaiado em condições não adiabáticas. Com isto, o incremento de temperatura do material durante a solitação mecânica em materiais que a indução da transformação martensítica se dá por deformação plástica, tem o favorecimento do encruamento da estrutura austenítica em detrimento a transformação de fase martensítica, que contribui muito menos para o endurecimento e extensão da ductilidade do que a formação da martensita e a deformação plástica nesta.

Tabela 4.14 - Resultados dos ensaios de tração uniaxial dos distintos corpos de prova avaliados dos materiais 201LN e 304L a partir da condição como recebida.

Corpos de Prova	Limite de Escoamento	Limite de Resistência	Alongamento (%)
-----------------	----------------------	-----------------------	-----------------

	(MPa)	(MPa)	
CP 201LN -1	412,54	908,59	54,67
CP 201LN -2	463,28	978,26	55,39
CP 201LN -3	391,36	873,02	55,94
CP 304L -1	340,16	796,75	61,17
CP 304L -2	312,07	774,15	62,33
CP 304L -3	306,07	748,37	55,53

Tabela 4.15 – Resultados com as médias e respectivos desvios padrões das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial a partir da condição como recebida.

Material	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
Médias 201LN	422,39 ± 30,17	919,95 ± 43,71	55,33 ± 0,52
Médias 304L	319,43 ± 14,88	773,09 ± 19,76	59,68 ± 4,98

4.2.2 Ensaio de compressão

O aço inoxidável 201LN possui maior resistência mecânica em comparação ao aço inoxidável 304L, em estudo na condição como recebido, baseado nas evidências dos ensaios de compressão em discussão nesta seção e destacados pelos resultados anteriormente apresentados de dureza macro (Tabela 4.9) e micro (Tabela 4.10) e de tração uniaxial (Figura 4.11, Tabela 4.14 e Tabela 4.15). Na respectiva Figura 4.12 são apresentadas as curvas tensão deformação para um dos corpos de prova do AIA 304L e também para um corpo de prova referente ao material 201LN. O percentual de alongamento e as tensões limite de escoamento e máxima aplicada para o material 304L foram menores do que o material 201LN. No entanto, é importante destacar em função da célula de carga disponível para uso com limite de 50 kN e diferentes diâmetros de área transversal dos CP's de

compressão, dos aços em estudo na condição como recebida (201LN – diâmetro = 6,25 mm, e 304L – diâmetro = 8,00 mm), nos limita criticar valores de alongamento e limite de resistência em compressão uniaxial, pois o ensaio foi interrompido antes do estabelecimento da tensão limite de resistência para estes materiais em compressão. Levando a permitir que os CP's de menor área transversal experimentassem maiores tensões e alongamentos na interrupção do ensaio, ou seja, os CP's do aço 201LN na condição como recebida. Os resultados obtidos são sumarizados na Tabela 4.16. Importante ressaltar que o ensaio foi realizado no regime quase estático onde a taxa de deformação aplicada foi de $1,67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

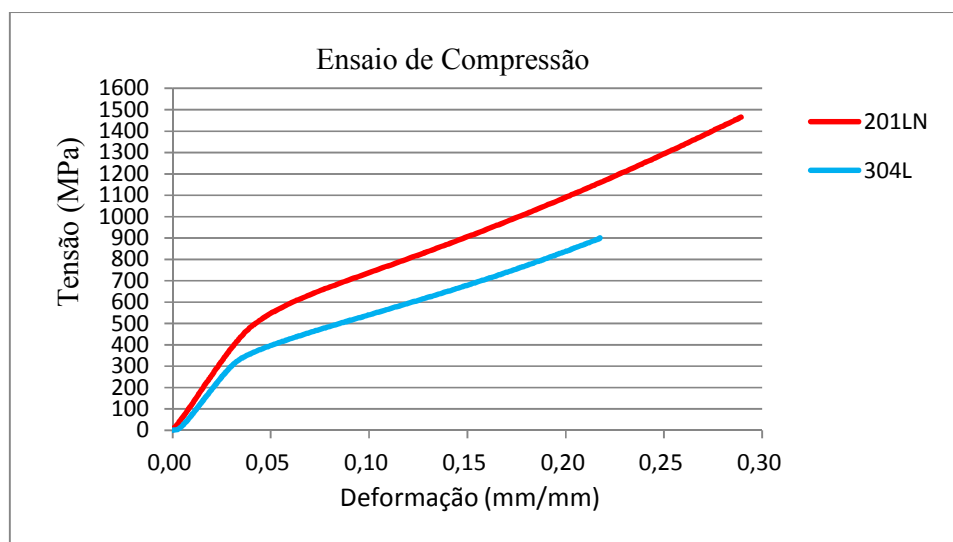


Figura 4.12 - Resultados do ensaio de compressão dos corpos de prova CP 201LN -1 e do CP 304L – 1.

Os valores expressos de tensão máxima aplicada e alongamento não devem ser observados como capacidade máxima de deformação dos aços em estudo em compressão uniaxial, pois são uma função das áreas transversais dos CP's entre os aços em estudo e do limite de segurança da célula de carga de 50 kN. No entanto, os ensaios são válidos para comparação com os ensaios dinâmicos apresentados a seguir (seção 4.2.3), onde se tem atributos valores abaixo de 10% de deformação em modo compressão no ensaio dinâmico. Sob esta ótica, pode-se dizer que similar aos ensaios de tração uniaxial (seção

4.2.2), em termos de magnitude, o aço 201LN apresenta níveis superiores de endurecimento desde o limite de escoamento e na extensão da deformação plástica quando comparado com o aço 304L, mas estes valores são superiores em compressão (Figura 4.12 e Tabela 4.16 e Tabela 4.17) do que em tração (Figura 4.11 e Tabela 4.14 e Tabela 4.15), os quais corroboram com resultados apresentados pela literatura, a destacar o trabalho de LEBEVEDEV e KOSARCHUK (2000).

Tabela 4.16 – Resultados dos ensaios de compressão uniaxial dos materiais 201LN e 304L, em função da interrupção dos ensaios no limite de segurança para célula carga de 50 kN.

Corpos de Prova	Limite de Escoamento (MPa)	Deformação (%)
CP 201LN -1	443,81	28,55
CP 201LN -2	440,31	28,39
CP 201LN -3	447,29	28,93
CP 304L -1	339,43	21,27
CP 304L -2	343,78	21,38
CP 304L -3	344,92	21,33

Tabela 4.17 - Resultados com as médias e respectivos desvio padrão das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de compressão uniaxial, em função da interrupção dos ensaios no limite de segurança para célula carga de 50 kN.

Material	Limite de Escoamento (MPa)	Deformação (%)
Médias 201LN	443,81 ± 2,85	28,62 ± 0,23
Médias 304L	341,38 ± 4,23	21,33 ± 0,04

4.2.3 Ensaios dinâmicos

Os gráficos tensão–deformação, em modo compressão, são elencados em ordem crescente de taxa de deformação para os materiais estudados nesta tese, como são mostrados a seguir.

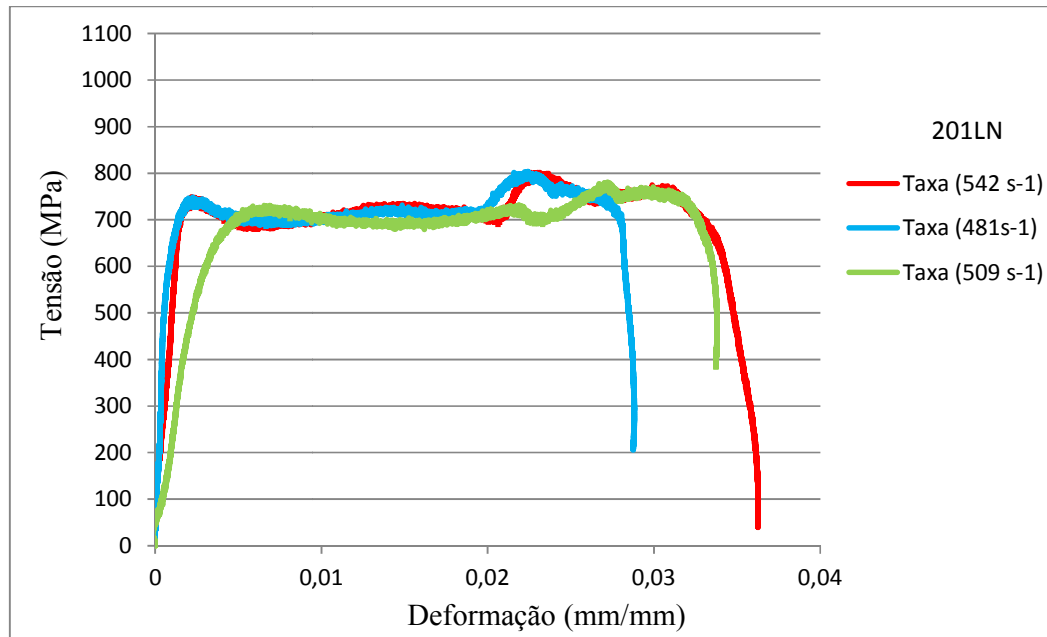


Figura 4.13 – Comportamento dinâmico para o material 201LN sob a taxa de deformação alvo de $500 s^{-1}$.

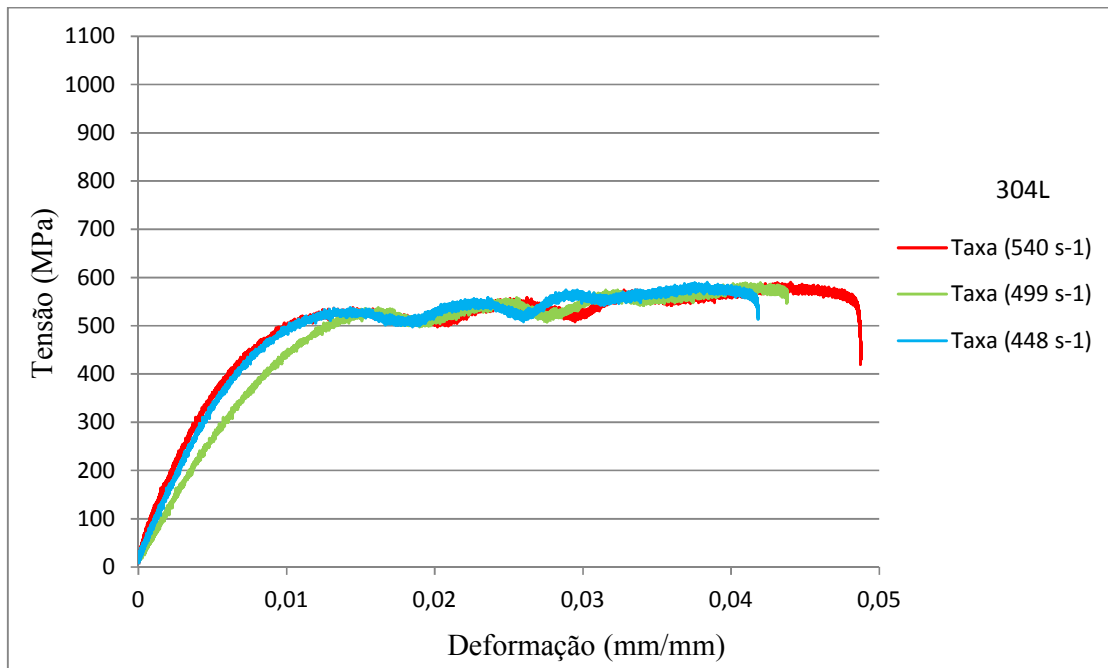


Figura 4.14 - Comportamento dinâmico para o material 304L sob a taxa de deformação alvo de 500 s^{-1} .

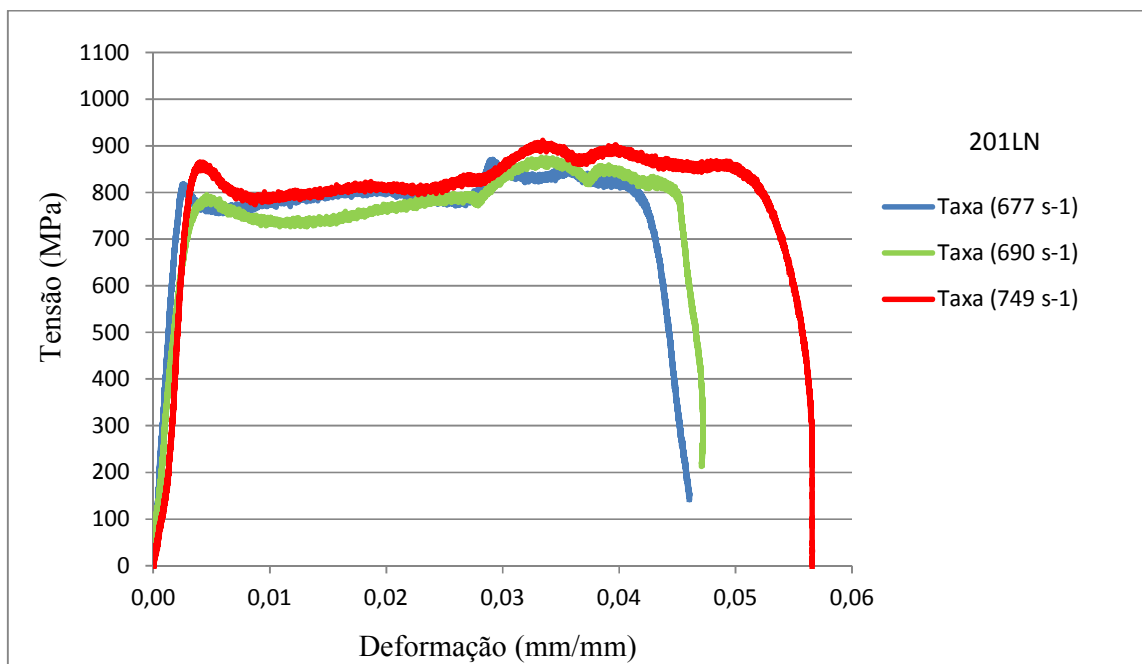


Figura 4.15 - Comportamento dinâmico para o material 201LN sob a taxa de deformação alvo de 700 s^{-1} .

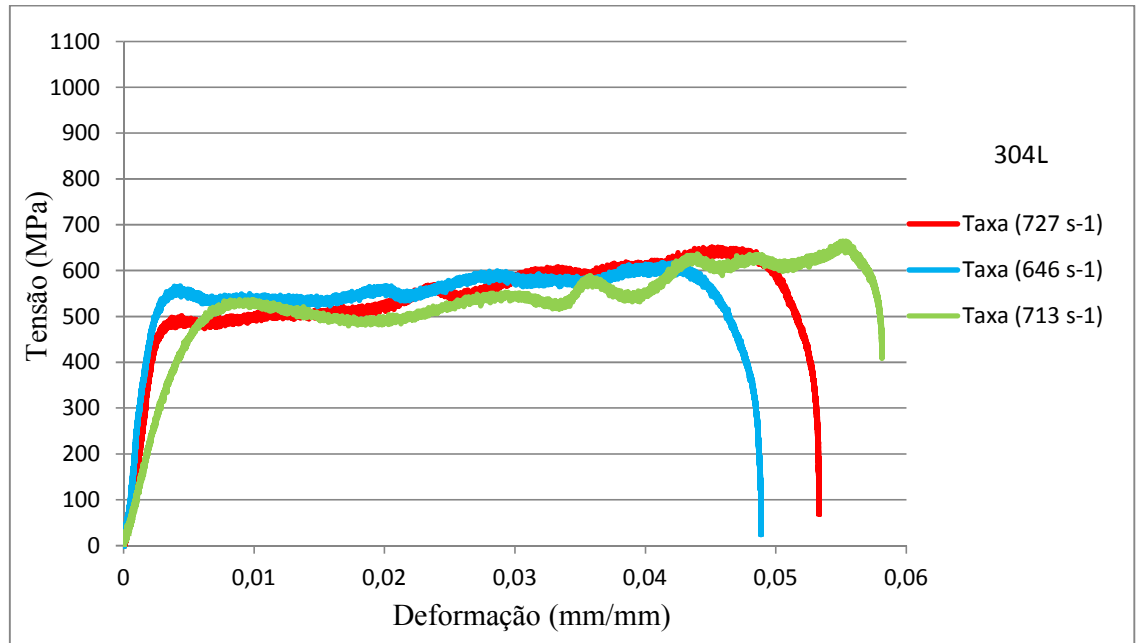


Figura 4.16 - Comportamento dinâmico para o material 304L sob a taxa de deformação alvo de 700 s⁻¹.

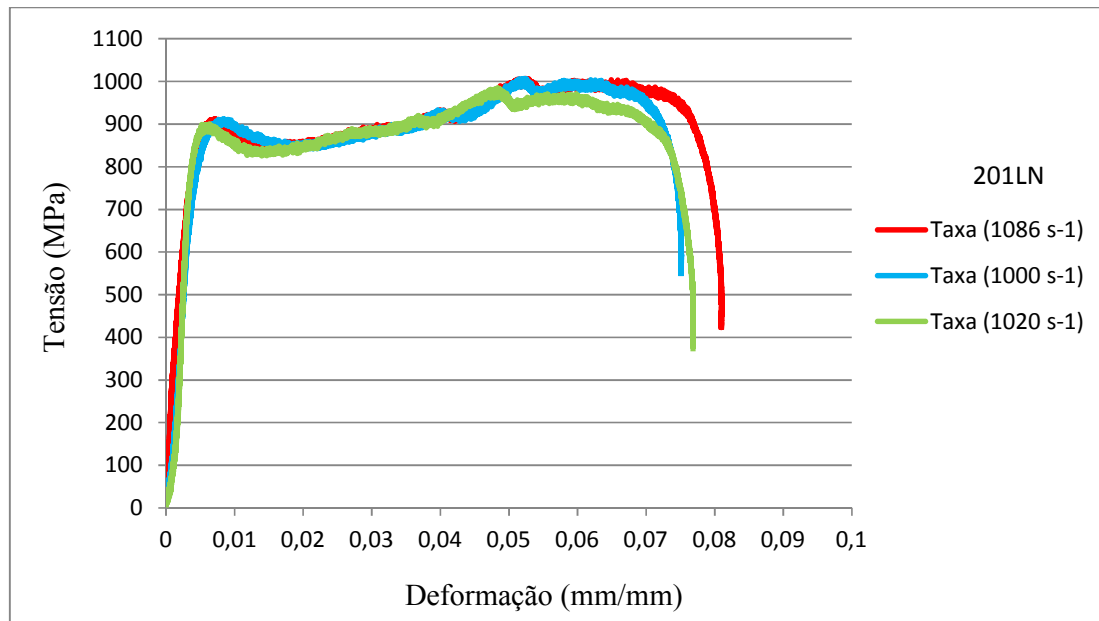


Figura 4.17 - Comportamento dinâmico para o material 201LN sob a taxa de deformação alvo de 1000 s⁻¹.

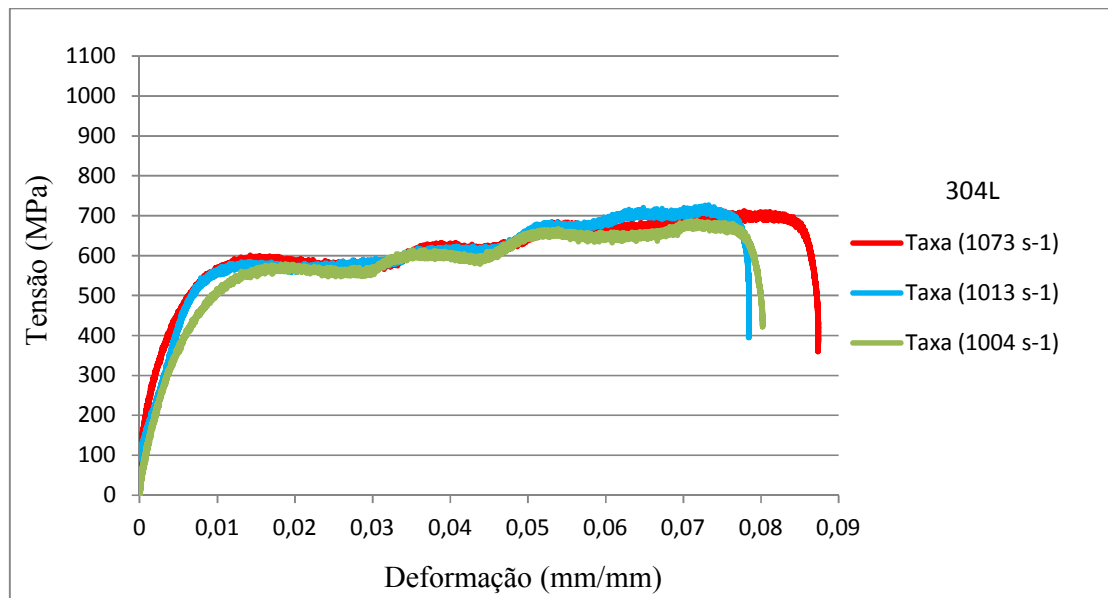


Figura 4.18 - Comportamento dinâmico para o material 304L sob a taxa de deformação alvo de 1000 s^{-1} .

Observando as figuras acima (Figura 4.13 a Figura 4.18) que representam a resposta ao carregamento dinâmico em três taxas de deformação diferentes existe uma correlação do aumento das tensões (*flow stress*) de ambos os materiais com o aumento da taxa de deformação conjuntamente com a deformação. Quando da análise do material 304L não se verifica um ganho significativo de tensão (*flow stress*) da taxa de deformação de 500 s^{-1} (Figura 4.14) para a taxa de 700 s^{-1} (Figura 4.16), ocorrendo somente uma mudança mais significativa para a taxa de 1000 s^{-1} (Figura 4.18). O material 201LN apresenta um comportamento mais sensível do aumento da tensão com a deformação e com o aumento da taxa de deformação de 500 s^{-1} (Figura 4.13) para 700 s^{-1} (Figura 4.15) e de 700 s^{-1} (Figura 4.15) para 1000 s^{-1} (Figura 4.17). No contexto geral das três taxas de deformação aplicadas ambos os materiais apresentam um platô após atingirem o escoamento seguindo uma tendência de aumento da tensão com o prosseguimento da deformação de uma forma contínua para o 304L até o descarregamento, enquanto o material 201LN apresenta um ganho de tensão maior apenas em maiores níveis de deformação. Com o aumento da taxa de deformação é nítido também o

aumento da deformação tanto para o material 304L como o 201LN, sendo importante destacar que nenhum dos materiais foi deformado de modo a trincar ou até mesmo atingir a instabilidade plástica sob compressão.

Com respeito ao aumento da temperatura devido ao fenômeno adiabático foi utilizada a Equação 3-10 para se inferir este aumento com a maior taxa de carregamento utilizado através da barra Hopkinson nesta tese.

$$\Delta T (\varepsilon) = \frac{1}{\rho \cdot c} \int \beta_T \sigma d\varepsilon_p$$

Equação 4-1

Os valores finais de temperatura para o material 304L com relação à taxa de deformação aplicada foram de 39,73 °C (taxa de deformação de 1073 s⁻¹), 38,71 °C (taxa de deformação de 1013 s⁻¹) e de 38,05 °C (taxa de deformação 1004 s⁻¹). Com relação ao material ASTM 201LN os valores finais de temperatura com relação à taxa de deformação aplicada foram de 44,87 °C (taxa de deformação de 1086 s⁻¹), 43,33 °C (taxa de deformação de 1020 s⁻¹) e 43 °C (taxa de deformação de 1000 s⁻¹). Como podemos observar o aquecimento adiabático em altas taxas de deformação foi mais relevante para o material ASTM 201LN dificultando a plasticidade induzindo transformação neste material.

Sob a avaliação da tenacidade, em função da resposta do material baseada na solitação mecânica imposta, os resultados são sintetizados em tabelas para cada taxa de deformação obtida nos respectivos ensaios dinâmicos, apresentados graficamente sob curvas tensão-deformação dinâmicas nesta tese.

Tabela 4.18 – Tenacidade em função da taxa de deformação alvo 500 s⁻¹ material 201LN

Material 201LN (CP)	Taxa de Deformação Alvo (500 s ⁻¹)	Tenacidade (J/cm ³)
---------------------------	---	------------------------------------

1	542 s ⁻¹	25,19
2	509 s ⁻¹	22,89
3	481 s ⁻¹	20,41
Média ± Desvio Padrão	511 ± 25 s ⁻¹	22,83 ± 1,95

Tabela 4.19 - Tenacidade em função da taxa de deformação alvo 500 s⁻¹ material 304L

Material 304L (CP)	Taxa de Deformação Alvo (500 s ⁻¹)	Tenacidade (J/cm ³)
1	540 s ⁻¹	24,24
2	499 s ⁻¹	19,97
3	448 s ⁻¹	18,75
Média ± Desvio Padrão	496 ± 37,63 s ⁻¹	20,99 ± 2,35

Tabela 4.20 - Tenacidade em função da taxa de deformação alvo de 700 s⁻¹ material 201LN

Material 201LN (CP)	Taxa de Deformação Alvo (700 s ⁻¹)	Tenacidade (J/cm ³)
1	749 s ⁻¹	44,97
2	690 s ⁻¹	35,74
3	677 s ⁻¹	28,23

Média ± Desvio Padrão	705 ± 31 s ⁻¹	36,31 ± 6,85
--------------------------	--------------------------	--------------

Tabela 4.21 - Tenacidade em função da taxa de deformação alvo 700 s⁻¹ material 304L

Material 304L (CP)	Taxa de Deformação Alvo (700 s ⁻¹)	Tenacidade (J/cm ³)
1	727 s ⁻¹	28,59
2	713 s ⁻¹	30,63
3	646 s ⁻¹	26,34
Média ± Desvio Padrão	695 ± 35,35 s ⁻¹	28,52 ± 1,75

Tabela 4.22 - Tenacidade em função da taxa de deformação alvo de 1000 s⁻¹ material 201LN.

Material 201LN (CP)	Taxa de Deformação Alvo (1000 s ⁻¹)	Tenacidade (J/cm ³)
1	1086 s ⁻¹	72,42
2	1020 s ⁻¹	66,65
3	1000 s ⁻¹	64,38
Média ± Desvio Padrão	1035 ± 36,74 s ⁻¹	67,82 ± 3,61

Tabela 4.23 - Tenacidade em função da taxa de deformação alvo 1000 s⁻¹ material 304L.

Material 304L (CP)	Taxa de Deformação Alvo (1000 s ⁻¹)	Tenacidade (J/cm ³)
1	1073 s ⁻¹	53,27
2	1013 s ⁻¹	47,11
3	1004 s ⁻¹	46,22

Média ± Desvio Padrão	1030 ± 30,63 s ⁻¹	48,87 ± 3,13
--------------------------	------------------------------	--------------

Na menor taxa de deformação estudada, com alvo de 500 s⁻¹, os valores de tenacidade entre os dois materiais podem ser considerados muito próximos. Quando as taxas vão sendo alteradas e incrementadas, a diferença de tenacidade entre os dois materiais se acentua chegando à diferença máxima na taxa de deformação alvo de 1000 s⁻¹. Em termos de comparação, o aumento de tenacidade da taxa de deformação alvo de 500 s⁻¹ para 700 s⁻¹ é de 35,87% para o material 304L, enquanto o material 201LN apresenta um aumento de 59,04%. Quando se observa o aumento de tenacidade da taxa de deformação alvo de 700 s⁻¹ para a taxa de deformação alvo de 1000 s⁻¹, este aumento é de 71,35% para o material 304L, enquanto que o material 201LN apresenta um aumento de 86,78%.

A seguir mostram-se os gráficos (Figura 4.19 a Figura 4.33) gerados de ambos os materiais para cada taxa de deformação estudada considerando apenas um corpo de prova por material (Figura 4.19, Figura 4.24 e

Figura 4.29), o que facilita a identificação e comparação do comportamento dinâmico mecânico dos mesmos. Por conseguinte, são apresentadas as análises gráficas das forças em cada face do corpo de prova (Figura 4.20, Figura 4.22,

Figura 4.25, Figura 4.27, Figura 4.30 e Figura 4.32), terminando com a apresentação gráfica que verifica a constância da taxa de deformação durante o experimento (Figura 4.21, Figura 4.23, Figura 4.26, Figura 4.26, Figura 4.31 e Figura 4.33). Ressalta-se que estes mesmos corpos de prova foram então analisados micro estruturalmente via microscopia eletrônica de varredura, difratometria de raios X, de elétrons (EBSD) e analisados mecanicamente por ultramicrodureza.

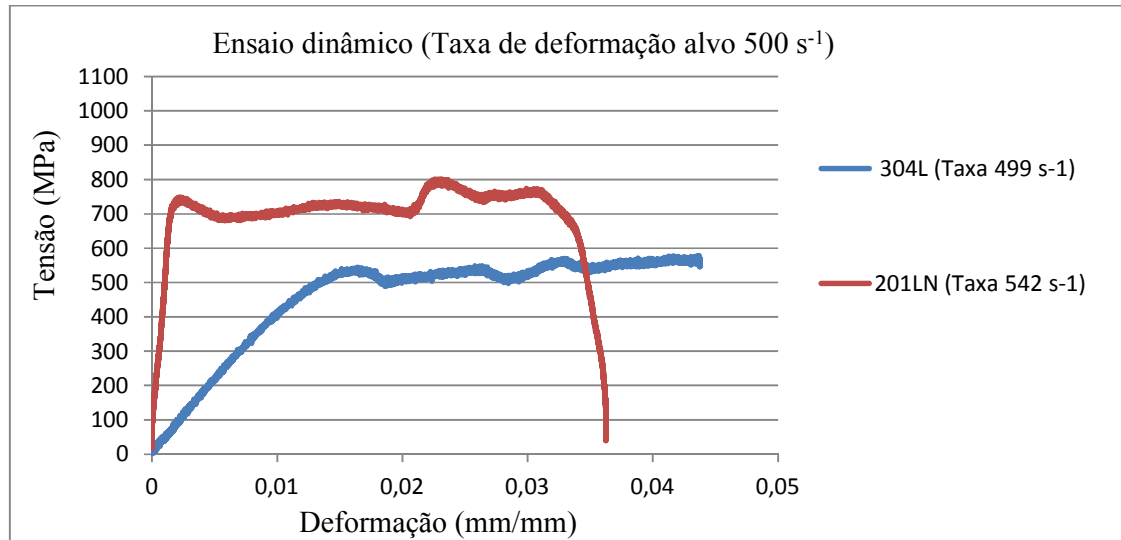


Figura 4.19 - Comparação dos materiais 304L e 201LN sob carregamento dinâmico com taxa de deformação alvo de 500 s^{-1} .

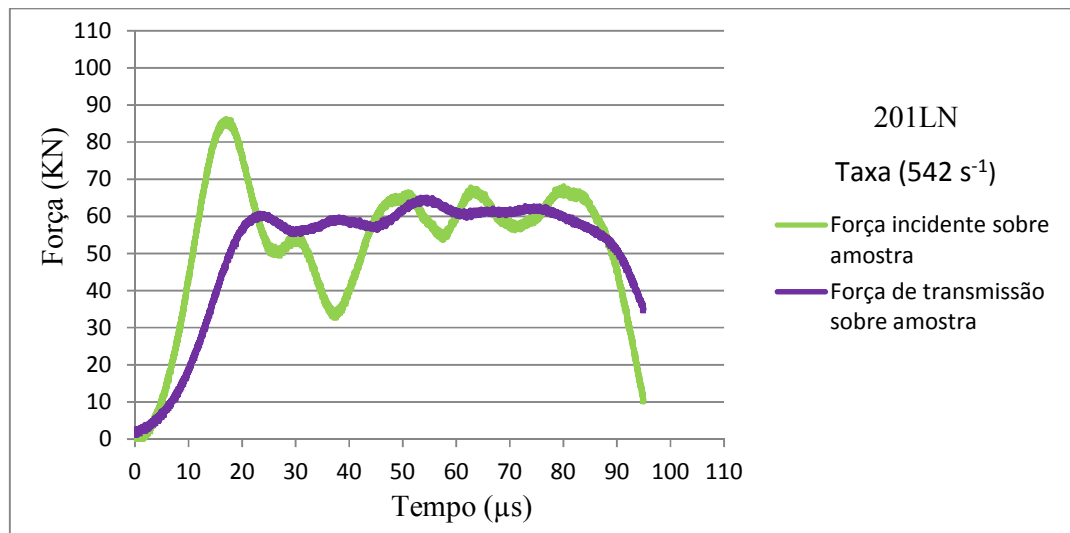


Figura 4.20 – Forças incidente e de transmissão sobre as faces incidente e oposta ao impacto em relação ao tempo de início da propagação ao término da propagação da frente de onda para o material 201LN sob a taxa de deformação de 542 s^{-1} .

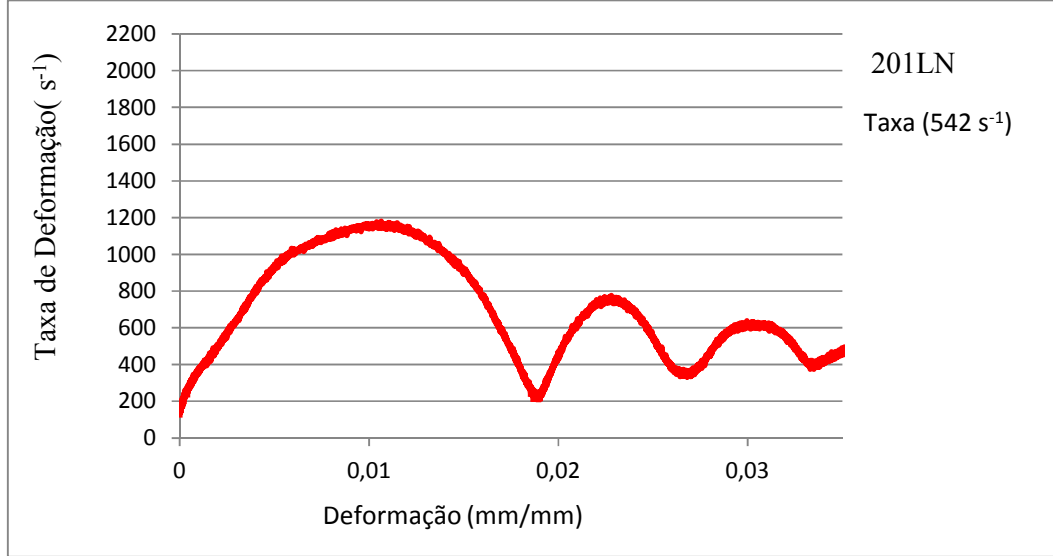


Figura 4.21 – Variação da taxa de deformação com relação a deformação na amostra do material 201LN sob a taxa de deformação de 542 s⁻¹.

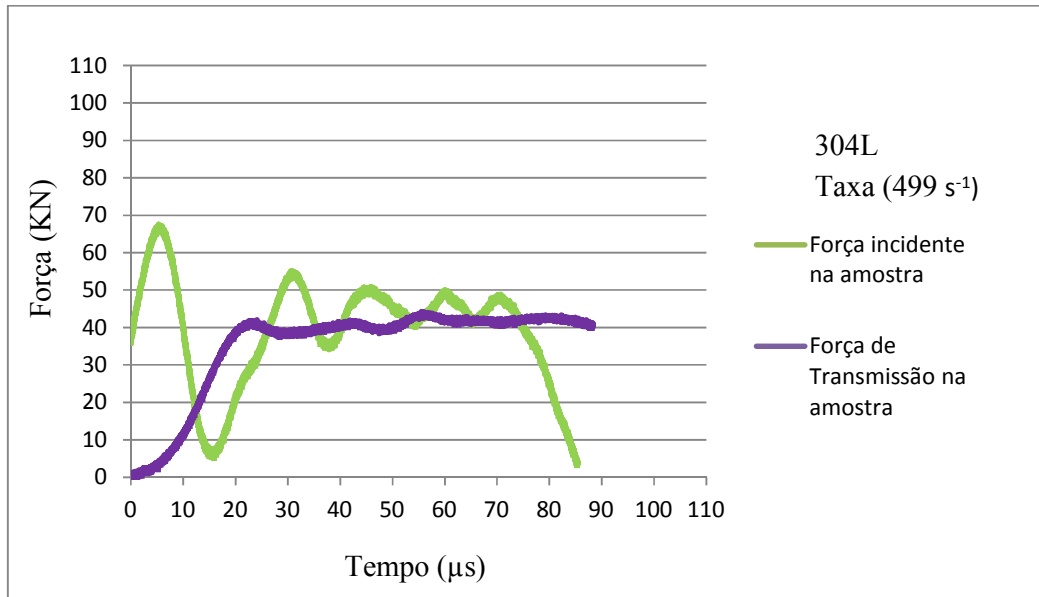


Figura 4.22 - Forças incidente e de transmissão sobre as faces incidente e oposta ao impacto em relação ao tempo de início da propagação ao término da propagação da frente de onda para o material 304L sob a taxa de deformação de 499 s⁻¹.

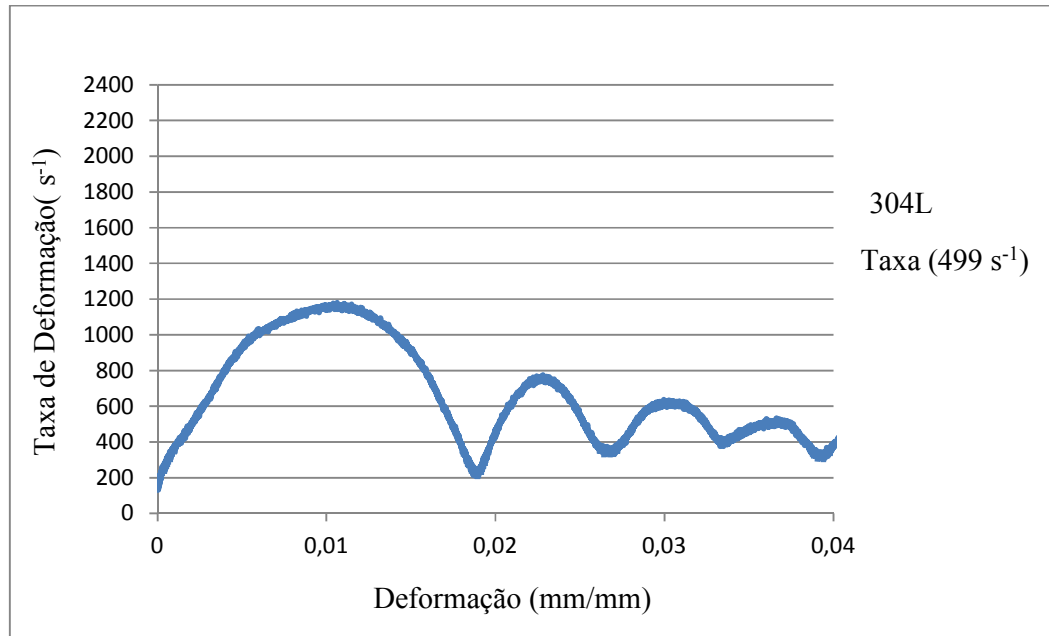


Figura 4.23 - Variação da taxa de deformação com relação a deformação na amostra do material 304L sob a taxa de deformação de 499 s⁻¹.

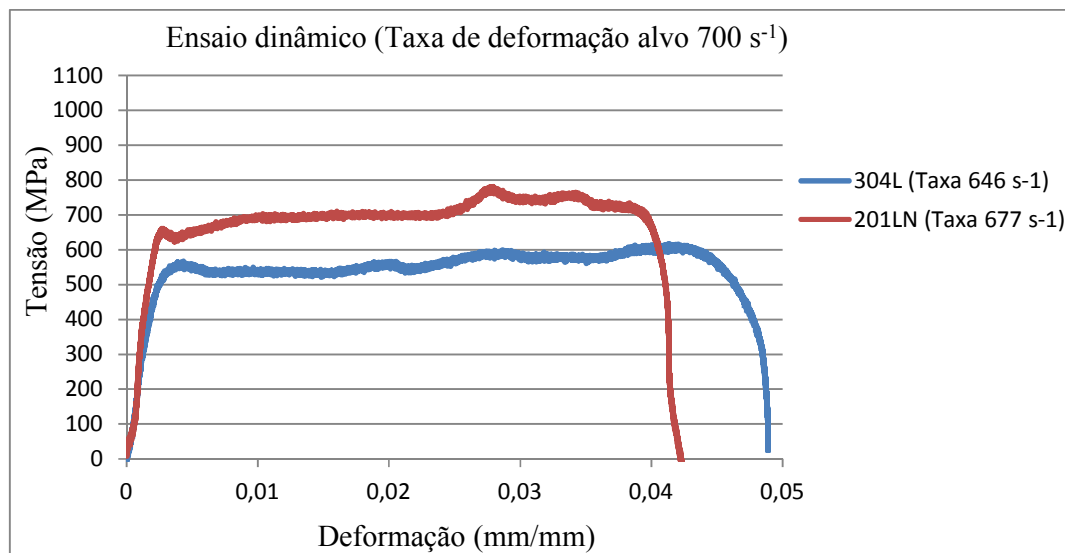


Figura 4.24 - Comparação dos materiais 304L e 201LN sob carregamento dinâmico com taxa de deformação alvo de 700 s⁻¹.

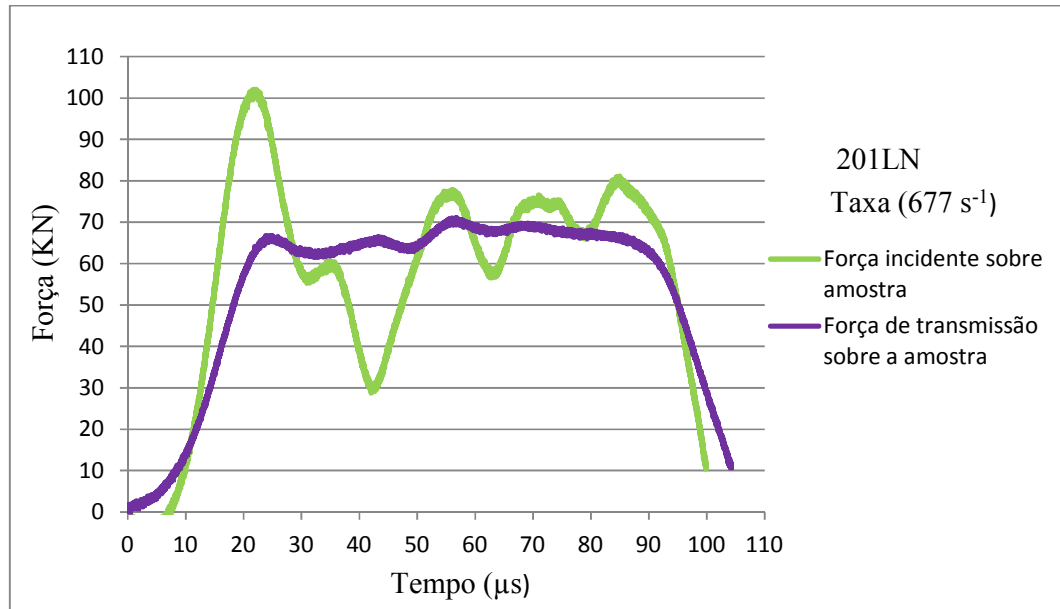


Figura 4.25 - Resultados das forças incidente e de transmissão sobre as faces incidente e oposta ao impacto em relação ao tempo de início da propagação ao término da propagação da frente de onda para o material 201LN sob a taxa de deformação de 677 s^{-1} .

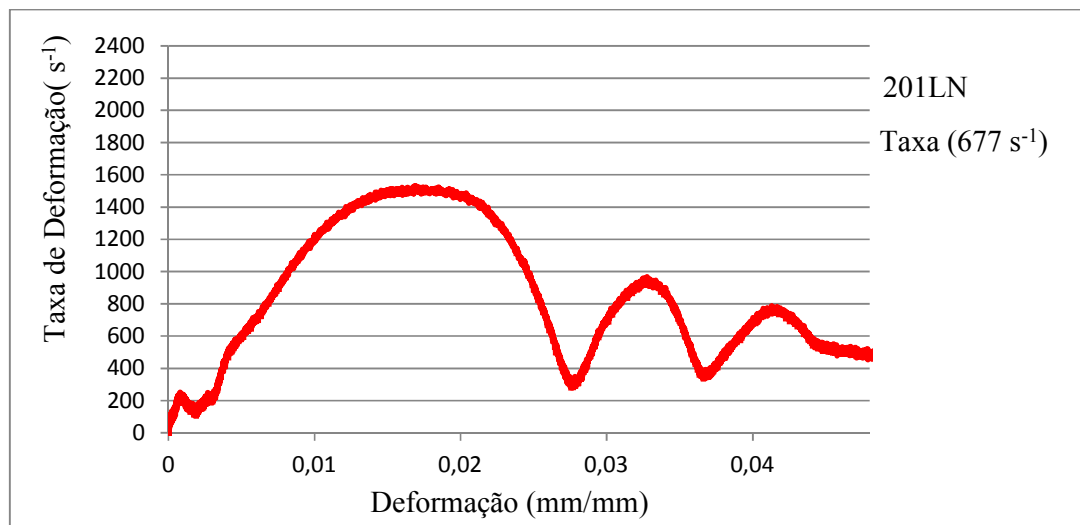


Figura 4.26 - Variação da taxa de deformação com relação a deformação na amostra do material 201LN sob a taxa de deformação de 677 s^{-1} .

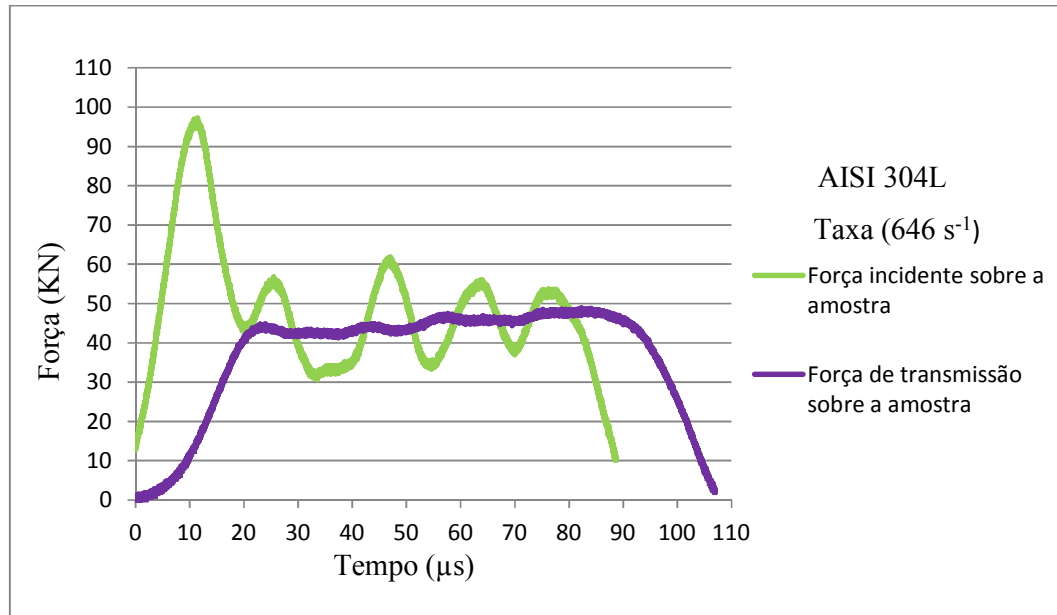


Figura 4.27 - Resultados das forças incidente e de transmissão sobre as faces incidente e oposta ao impacto em relação ao tempo de início da propagação ao término da propagação da frente de onda para o material 304L sob a taxa de deformação de 646 s⁻¹.

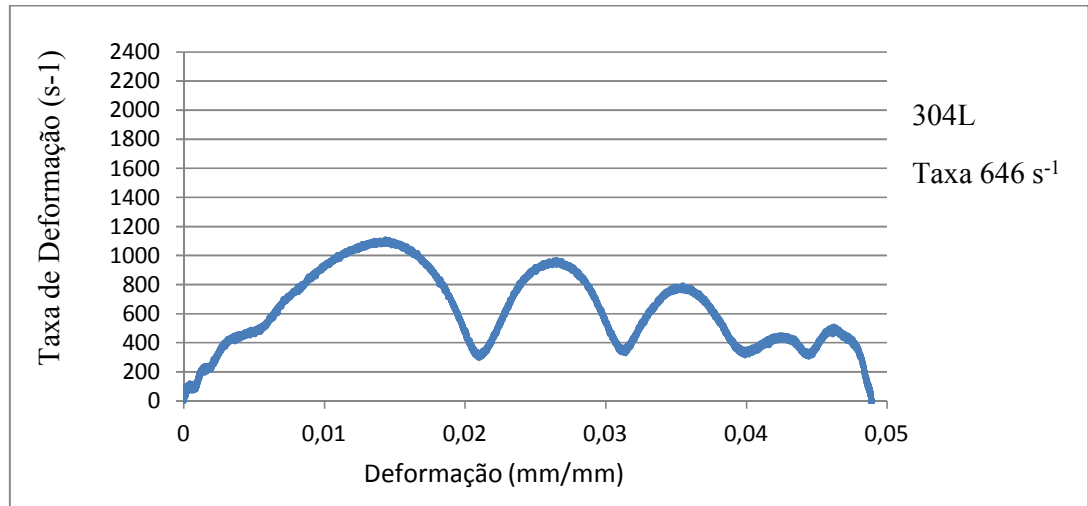


Figura 4.28 - Variação da taxa de deformação com relação a deformação na amostra do material 304L sob a taxa de deformação de 646 s⁻¹.

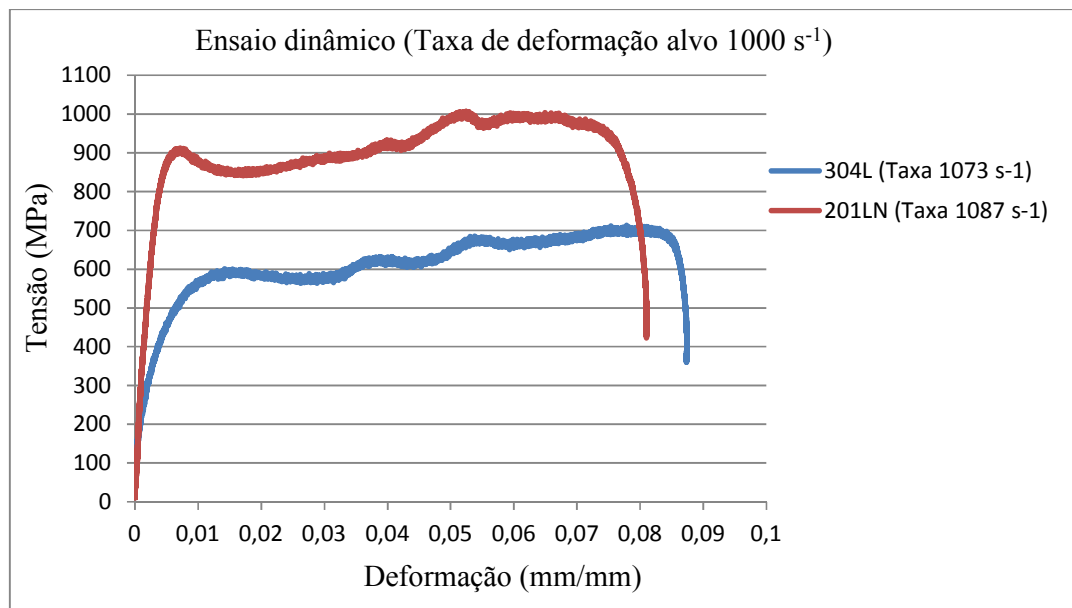


Figura 4.29 - Comparação dos materiais 304L e 201LN sob carregamento dinâmico com taxa de deformação alvo de 1000 s⁻¹.

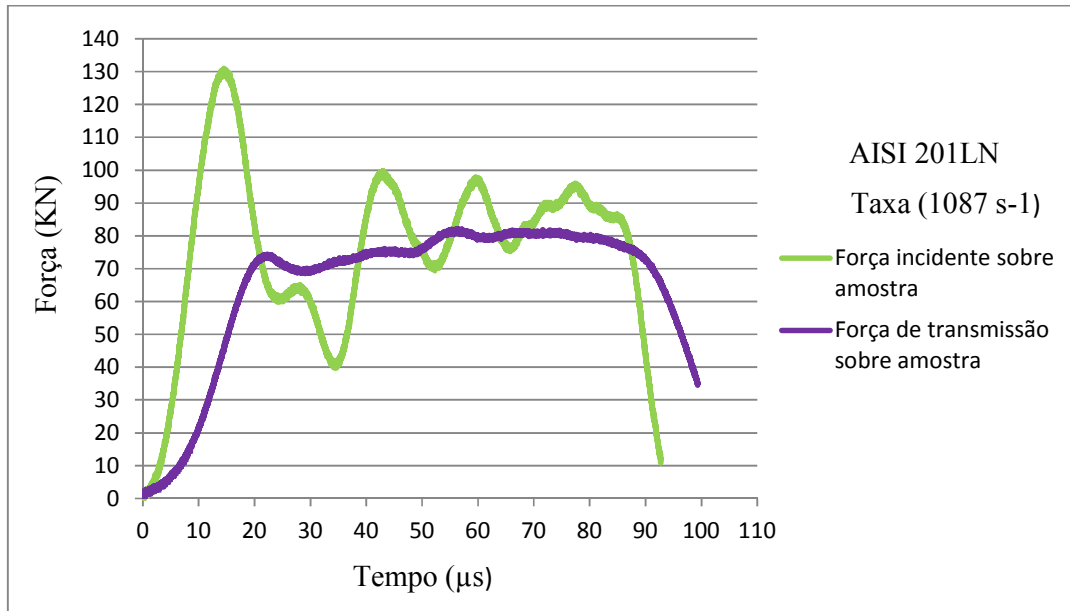


Figura 4.30 - Resultados das forças incidente e de transmissão sobre as faces incidente e oposta ao impacto em relação ao tempo de início da propagação ao término da propagação da frente de onda para o material 201LN sob a taxa de deformação de 1087 s^{-1} .

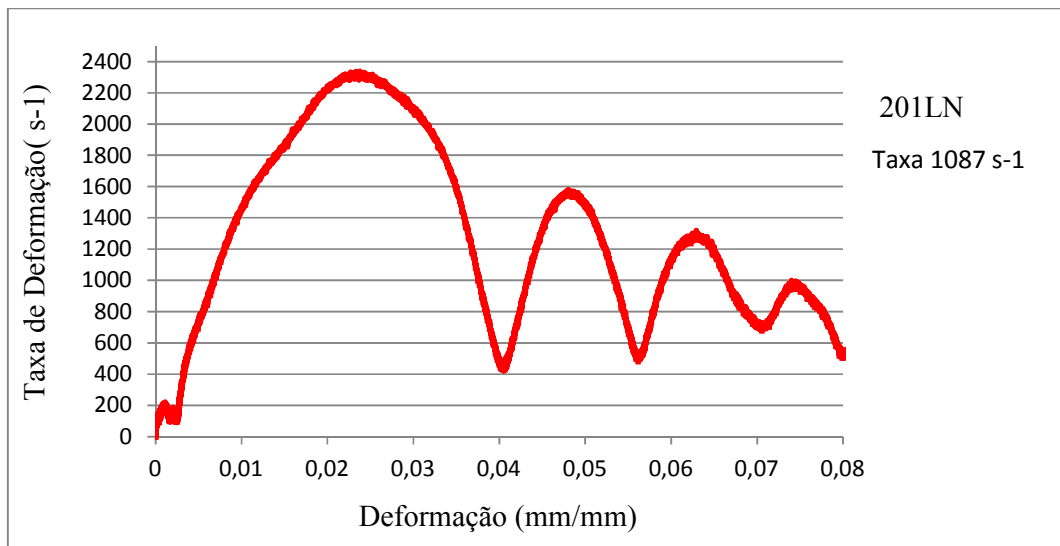


Figura 4.31 - Variação da taxa de deformação com relação a deformação na amostra do material 201LN sob a taxa de deformação de 1087 s^{-1} .

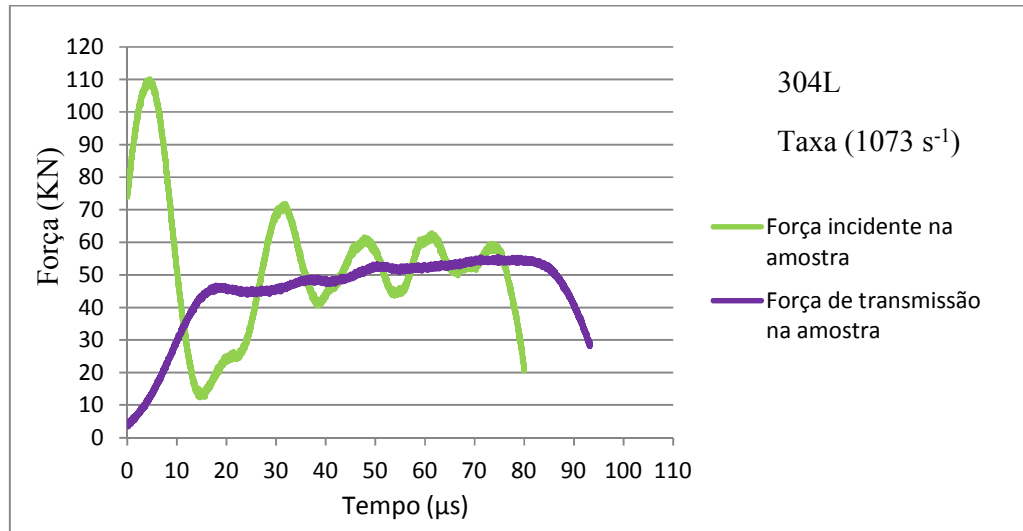


Figura 4.32 - Resultados das forças incidente e de transmissão sobre as faces incidente e oposta ao impacto em relação ao tempo de início da propagação ao término da propagação da frente de onda para o material 304L sob a taxa de deformação de 1073 s^{-1} .

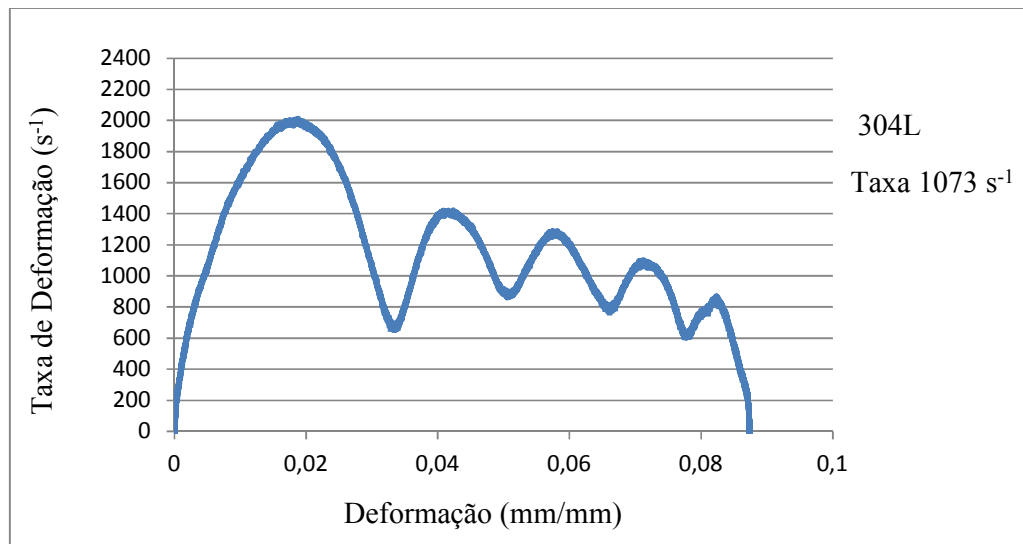


Figura 4.33- Variação da taxa de deformação com relação a deformação na amostra do material 304L sob a taxa de deformação de 1073 s^{-1}

Analisando as figuras (Figura 4.19, Figura 4.24 e Figura 4.29) relativas aos gráficos da resposta mecânica em comportamento dinâmico para as três taxas de deformação alvo (500 s^{-1} , 700 s^{-1}

¹ e 1000 s^{-1}), percebe-se mais claramente um maior aumento da tensão em função da deformação e da taxa de deformação para o material 201LN em comparação ao 304L. Através das curvas tensão-deformação dinâmicas, para meios de comparação, é utilizado um valor de referência para a tensão (*flow stress*) para ambos os materiais, considerando uma deformação de 0,03, $\sigma(0,03)$. Temos assim para o material 304L os seguintes valores de tensão em função da deformação de 0,03 e da taxa de deformação (500 s^{-1} , 700 s^{-1} e 1000 s^{-1}). As tensões são $\sigma(0,03) = 528 \text{ MPa}$ (500 s^{-1}), $\sigma(0,03) = 577 \text{ MPa}$ (700 s^{-1}) e $\sigma(0,03) = 585 \text{ MPa}$ (1000 s^{-1}). Com relação ao material 201LN as respectivas tensões (*flow stress*) são $\sigma(0,03) = 760 \text{ MPa}$ (500 s^{-1}), $\sigma(0,03) = 754 \text{ MPa}$ (700 s^{-1}) e $\sigma(0,03) = 890 \text{ MPa}$ (1000 s^{-1}). Claro que esta observação é apenas pontual, mas facilita à observação da maior sensibilidade a taxa de deformação do material 201LN em relação ao 304L, principalmente quando a taxa de deformação sai de 500 s^{-1} (Figura 4.19) para a taxa de 1000 s^{-1} (

Figura 4.29). Com relação aos respectivos gráficos das forças resultantes na face incidente (barra incidente-amostra) e na face oposta ao impacto (amostra-barra de transmissão) para os corpos de prova de ambos os materiais, nas três taxas de deformação avaliadas, a conclusão a que se chega é que os resultados apresentam confiabilidade. As forças na superfície frontal (incidente) do corpo de prova são calculadas usando as diferenças das deformações relativas à onda incidente e da onda refletida no extensômetro fixado na barra incidente, enquanto a força na face oposta ao impacto é calculada com a deformação da onda transmitida medida pelo extensômetro fixado na barra de transmissão. Nota-se a flutuação grande da força quando se observa os sinais referentes à captação das deformações relativas aos sinais incidente e refletido. Através de um cálculo de um valor médio entre a flutuação máxima e mínima de força resulta o valor médio de força incidente (face de impacto) a ser comparado com os sinais de deformação captados do extensômetro da barra de transmissão e conseqüentemente da força na superfície oposta ao impacto. Se as forças na interface estão em um concorde razoavelmente bom infere-se que a amostra está aproximadamente em equilíbrio dinâmico e os resultados possuem confiabilidade.

A barra Hopkinson foi desenvolvida com a intenção de obter famílias de curvas tensão deformação em função de uma taxa de deformação para o material que está sendo estudado. Sendo assim, deseja-se que todas as curvas tenham sido obtidas sob uma mesma taxa de deformação (CHEN, SONG, 2011). Partindo do pressuposto que o corpo de prova a ser ensaiado está em repouso e que a taxa de deformação a ser aplicada é da ordem de 10^2 a 10^3 s^{-1} é natural que o mesmo sofra uma rápida aceleração até se atingir a taxa de deformação desejada. Desta maneira os gráficos de taxa de deformação por deformação são plotados tendo como objetivo que na maior parte da deformação sofrida pelo corpo de prova o mesmo se mantenha sob uma taxa de deformação constante. Os gráficos apurados também apresentam uma flutuação devido aos sinais captados pela reflexão dos pulsos de ondas na barra incidente e podem ser considerados como um valor médio destas oscilações. A partir da verificação do equilíbrio de tensões entre a face incidente ao impacto e a face oposta ao impacto o cálculo da taxa de deformação sob a amostra pode ser gerado a através dos sinais refletidos captados pelo extensômetro na barra incidente. Todos os gráficos apurados, que resultam em curvas tensão deformação dinâmicas deste trabalho, apresentaram uma taxa de deformação constante na maior parte da deformação sofrida pelos corpos de provas ensaiados. Os gráficos representados de taxa de deformação por deformação nas Figura 4.21, Figura 4.23, Figura 4.26, Figura 4.28, Figura 4.31 e Figura 4.33 são mais um indicativo da confiabilidade gerada nos ensaios desta tese. Para facilitar a observação da taxa de deformação constante durante o ensaio traça-se uma reta em relação ao eixo das ordenadas, com a taxa de deformação alcançada (ou taxa alvo) pelo ensaio, mostrando que a mesma reta passa pelo valor médio das oscilações da taxa de deformação.

4.2.4 Identificação das fases por difratometria de raios X

Após a realização dos ensaios dinâmicos as faces incidentes ao impacto (F.I) e as faces opostas ao impacto (F.O) para as amostras referentes ao aço inoxidável 201LN (542 s^{-1} , 677 s^{-1} e 1087 s^{-1}) e referentes ao aço inoxidável

304L (499 s^{-1} , 646 s^{-1} e 1073 s^{-1}) foram analisadas por difratometria de raios X e comparadas ao material como recebido (C.R) (Figura 4.34 e Figura 4.35).

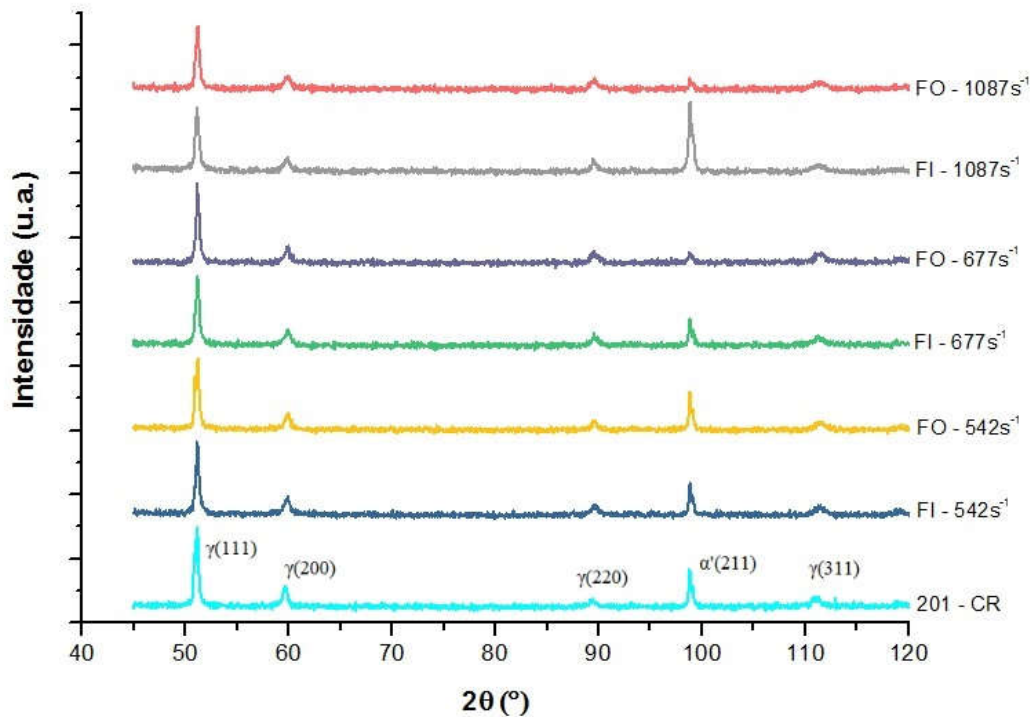


Figura 4.34 – Difratogramas obtidos após ensaios dinâmicos para a superfície de impacto e oposta ao impacto para três amostras em três faixas de taxa de deformação alvo (500 s^{-1} , 700 s^{-1} e 1000 s^{-1}) para o aço inoxidável 201LN.

Analisando os difratogramas para o material 201LN, por taxa de deformação aplicada, observa-se que na menor taxa de deformação alcançada (542 s^{-1}) as intensidades dos picos relativos à austenita e martensita α' não se alteram com relação às duas faces analisadas (F.I e F.O) (Figura 4.34). Percebe-se também que a intensidade dos planos difratados não é alterada quando comparado à intensidade dos planos que sofrem difração relativo ao material como recebido (Figura 4.7).

Quando se examina a amostra alusiva à taxa intermediária de deformação (677 s^{-1}) percebe-se entre a face incidente e oposta ao impacto um desbalanço com relação à intensidade relativa ao plano da martensita $\alpha'(211)$. A face incidente mostra uma intensidade superior quando comparada a face oposta

para este plano de difração. Não há também alteração significativa em intensidade em relação ao material como recebido para a face de impacto.

No que diz respeito à taxa de deformação mais alta alcançada (1087 s^{-1}) este desbalanço se torna mais evidente. Quando se compara as intensidades deste plano associado à martensita, na mais alta taxa de deformação, com as taxas de deformação mais baixas nota-se que há um ganho em intensidade, um indicativo que uma maior fração de martensita se forma nesta taxa de deformação mais alta em relação às demais. E o que é mais notável, nesta mais alta taxa de deformação alcançada, é que a diferença entre a face de impacto e a face oposta ao impacto no que diz respeito à evidência de fase martensítica formada pela baixa intensidade do pico da martensita $\alpha'(211)$, para a face oposta ao impacto. Observa-se que os picos de austenita para ambas as faces analisadas reduzem de uma forma sutil ao material como recebido, a não ser o pico difratado $\gamma(220)$, indicando quais as possíveis orientações da austenita que se transformam em martensita em função desta condição de solicitação.

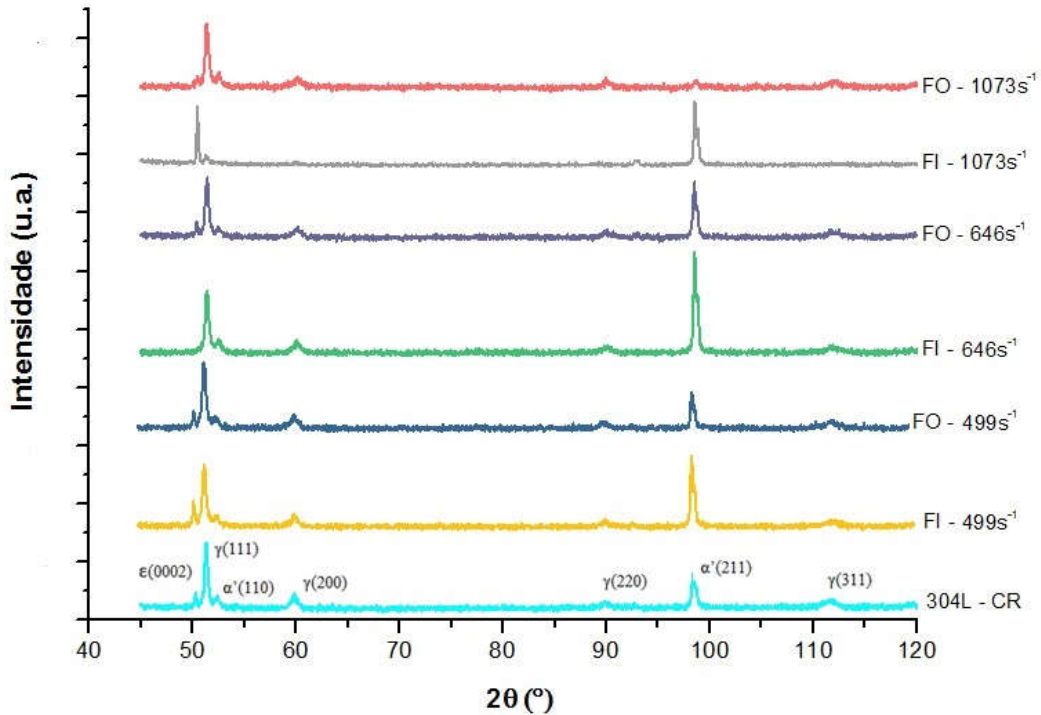


Figura 4.35 - Difratomogramas obtidos após ensaios dinâmicos para a superfície de impacto e oposta ao impacto para três amostras em três faixas de taxa de deformação alvo (500 s^{-1} , 700 s^{-1} e 1000 s^{-1}) para o AIA 304L.

Com relação ao aço inoxidável 304L analisando-se os difratogramas por taxa de deformação aplicada observa-se que na menor taxa de deformação alcançada (499 s^{-1}) (Figura 4.35) as intensidades dos picos relativos à austenita, martensita α' e da martensita ϵ já se alteram com relação às duas faces analisadas (F.I e F.O). Percebe-se também que a intensidade dos planos difratados da face de impacto é alterada quando comparado à intensidade dos mesmos planos que sofrem difração em relação ao material como recebido (Figura 4.4), mesmo que seja de forma sutil. Há um incremento de intensidade do plano da martensita ϵ e do plano da martensita $\alpha'(211)$ com um decréscimo de intensidade para os planos da austenita $\gamma(111)$ e $\gamma(200)$ em relação ao material como recebido. A face oposta ao impacto não parece sofrer mudança de intensidade relativa ao material como recebido. Quando comparamos as duas faces para a mesma taxa de deformação (499 s^{-1}) existe uma redução em

intensidade para a face oposta ao impacto para o plano $\alpha'(211)$ e também para o plano $\varepsilon(0002)$ e um leve incremento para o plano $\gamma(111)$.

Quando se examina a amostra concernente à taxa intermediária de deformação (677 s^{-1}) percebe-se entre a face incidente e oposta ao impacto, que as mesmas mantêm um desbalanço com relação à intensidade relativa ao plano da martensita $\alpha'(211)$. A face incidente mostra uma intensidade superior quando comparada a face oposta para este plano difratado, o que indica que a face de impacto é possivelmente mais sensível a transformação martensítica do que a face oposta ao impacto. Quando comparamos a intensidade relativa do plano da martensita $\alpha'(211)$ da face de impacto com o do material como recebido é notável o incremento desta fase martensítica α' referente ao plano (211). O plano referente à martensita ε na mesma face de impacto, nesta taxa intermediária de deformação, é suprimido o que não acontece a este mesmo plano na superfície oposta ao impacto. A face oposta ao impacto mantém as mesmas intensidades relativas ao material como recebido (Figura 4.4), diferindo apenas para o plano da martensita $\alpha'(211)$ onde há um incremento em relação ao material como recebido.

No que diz respeito à taxa de deformação mais alta alcançada (1087 s^{-1}) este desbalanço de intensidade de picos difratados entre a face incidente e oposta ao impacto também se torna evidente, assim como para o material 201LN. Quando comparamos as intensidades do plano associado à martensita $\alpha'(211)$, na mais alta taxa de deformação, com as taxas de deformação mais baixas nota-se que há uma perda em intensidade quando comparamos a face de impacto referente à taxa intermediária (677 s^{-1}) e também em relação à face de impacto da taxa mais baixa alcançada (499 s^{-1}). O que é evidente para a taxa mais alta de deformação obtida para o material 304L é o aumento de intensidade referente ao pico da martensita ε (0002) em relação às demais taxas de deformação estudadas, e também em relação ao material como recebido. Quando comparamos a face incidente para com a face oposta na taxa mais alta de deformação, a face oposta apresenta quase a supressão do pico de martensita α' relativo ao plano (211). A face de impacto apresenta apenas os picos relativos de martensita ε (0002) e martensita $\alpha'(211)$ com os

demais picos de austenita quase que suprimidos, restando apenas o pico do plano $\gamma(111)$ com intensidade muito baixa. A face oposta ao impacto apresenta a supressão do pico martensita $\epsilon(0002)$ mantendo a intensidade do pico do plano $\gamma(111)$ muito similar as demais taxas de deformação e também muito similar a intensidade do material como recebido. Os demais picos relativos à austenita apresentam similaridade em intensidade com relação às demais taxas de deformação alcançadas assim como as intensidades do material como recebido. Nota-se também o reaparecimento do pico relativo à martensita $\alpha'(110)$ que estava ausente na face de impacto.

4.2.5 Quantificação de fase por ferritoscopia

Primeiramente são mostrados os valores das medidas de ferritoscopia nos corpos de prova do ensaio de compressão em regime quase estático (Tabela 4.24 e Tabela 4.25) apresentando posteriormente os resultados de ferritoscopia para os ensaios dinâmicos. A quantificação de fase martensítica α' para os ensaios dinâmicos foram realizadas com a sonda direcionada às faces incidente e oposta ao impacto das amostras. Os valores são elencados por ordem crescente de taxa de deformação alvo (500 s^{-1} , 700 s^{-1} e 1000 s^{-1}) para ambos os materiais. Tal procedimento foi adotado com intuito de avaliar se seria possível através da técnica distinguir variações de detecção de fase magnética, neste caso a fase martensítica α' , em função da face onde se dá o contato da ponta da sonda para amostras impactadas com espessura próximas a 6 mm e 5 mm para os materiais 304L e 201LN, respectivamente, resultantes dos impactos com distintas taxas de deformações. Analisando os resultados das medidas nas amostras deformadas em compressão uniaxial (Tabela 4.24 e Tabela 4.25) que o valor médio de martensita α' detectada foi superior para o aço 304L (Tabela 4.25), quando comparado com o aço 201LN (Tabela 4.24). Destacando que apesar do aço 201LN ter apresentado valores superiores de resistência mecânica quando comparado ao aço 304L, tanto a indentação nos ensaios de dureza macro e micro (Tabela 4.9 e Tabela 4.10) como no ensaio

de compressão (Tabela 4.12 e Tabela 4.16 e Tabela 4.17), isto é devido em maior parte ao encruamento e não devido a fração de martensita α' formada.

Tabela 4.24 – Medidas de fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 201LN sob ensaio estático de compressão

Material 201LN ($1,67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)	Fração de Martensita (%M)
CP 201LN - 01	6,80
CP 201LN - 02	6,50
CP 201LN - 03	7,00
Média ± Desvio Padrão	6,80 ± 0,20

Tabela 4.25 – Medidas de fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 304L sob ensaio estático de compressão

Material 304L ($1,67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)	Fração de Martensita (%M)
CP 304L - 01	11,20
CP 304L - 02	11,70
CP 304L - 03	11,20
Média ± Desvio Padrão	11,37 ± 0,36

Tabela 4.26 – Medidas da fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 201LN na taxa de deformação alvo de 500 s⁻¹.

Material 201LN Alvo (500 s ⁻¹)	Fração de Martensita (%M) Face de impacto	Fração de Martensita (%M) Face Oposta
481 s ⁻¹	0,29	0,29
509 s ⁻¹	0,29	0,29
542 s ⁻¹	0,32	0,31
Média ± Desvio Padrão	0,30 ± 0,01	0,30 ± 0,01

Tabela 4.27 - Medidas da fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 201LN na taxa de deformação alvo de 700 s⁻¹.

Material 201LN Alvo (700 s ⁻¹)	Fração de Martensita (%M) Face de impacto	Fração de Martensita (%M) Face Oposta
677 s ⁻¹	0,29	0,28
690 s ⁻¹	0,27	0,27
749 s ⁻¹	0,32	0,31
Média ± Desvio Padrão	0,29 ± 0,02	0,29 ± 0,02

Tabela 4.28 - Medidas da fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 201LN na taxa de deformação alvo de 1000 s⁻¹.

Material 201LN Alvo (1000 s ⁻¹)	Fração de Martensita (%M) Face de impacto	Fração de Martensita (%M) Face Oposta
1000 s ⁻¹	0,51	0,44
1020 s ⁻¹	0,49	0,42
1087 s ⁻¹	0,53	0,44
Média ± Desvio Padrão	0,51 ± 0,02	0,43 ± 0,01

Analisando as medidas de fração volumétrica da martensita α' para as três taxas de deformação alvo estudadas, para o material 201LN, percebe-se que as frações de martensita medidas não variam para as taxas de deformação alvo de 500 s^{-1} e 700 s^{-1} onde os valores se mantêm constantes. Para a taxa mais alta obtida há um aumento da fração de fase martensítica e nota-se um pequeno desbalanço em relação à superfície de impacto e a superfície oposta, com os valores de fração de martensita ficando maiores na superfície de impacto. Apesar dos valores de fração serem baixos para as três taxas de deformação alcançadas, durante os ensaios dinâmicos, há um aumento de 57 % em relação aos valores da fração martensítica medida na mais alta taxa de deformação em relação às demais para o material 201LN. Mas é importante destacar os valores individuais de cada face são muito pequenos e que a técnica de ferritoscopia por medir um volume de martensita ao longo de uma profundidade significativa do material, elucidado pelos valores praticamente iguais ($\leq 0,01\%$) entre as faces de impacto e oposta para as amostras das taxas de deformação alvo de 500 s^{-1} e 700 s^{-1} e com uma diferença pouco significativa entre as faces das amostras de maior taxa de deformação. O que pode retratar um efeito de um gradiente de martensita que decresce em fração ao longo da espessura, entre as faces de impacto e oposta. O que é evidenciado pelas diferenças das intensidades do pico (211) atribuído a martensita α' nos difratogramas de raios X das faces nas amostras resultantes do ensaio dinâmico para o aço 201LN (Figura 4.34) em função da muito menor penetrabilidade dos raios X em relação à ferritoscopia (TALONEN, 2004).

Tabela 4.29 - Medidas da fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 304L na taxa de deformação alvo de 500 s⁻¹.

Material 304L Alvo (500 s ⁻¹)	Fração de Martensita (%M) Face de impacto	Fração de Martensita (%M) Face Oposta
448 s ⁻¹	1,7	1,6
499 s ⁻¹	1,9	1,6
540 s ⁻¹	2	1,5
Média ± Desvio Padrão	1,9 ± 0,1	1,6 ± 0,05

Tabela 4.30 - Medidas da fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 304L na taxa de deformação alvo de 700 s⁻¹.

Material 304L Alvo (700 s ⁻¹)	Fração de Martensita (%M) Face de impacto	Fração de Martensita (%M) Face Oposta
646 s ⁻¹	2,2	2,0
713 s ⁻¹	2,2	2,0
747 s ⁻¹	2,2	2,0
Média ± Desvio Padrão	2,2	2,0

Tabela 4.31 - Medidas da fração volumétrica de martensita medidas por ferritoscopia para o material 304L na taxa de deformação alvo de 1000 s⁻¹.

Material 304L Alvo (1000 s ⁻¹)	Fração de Martensita (%M) Face de impacto	Fração de Martensita (%M) Face Oposta
1004 s ⁻¹	2,7	2,5
1013 s ⁻¹	2,9	2,7
1073 s ⁻¹	3,4	3,2
Média ± Desvio Padrão	3 ± 0,29	2,8 ± 0,29

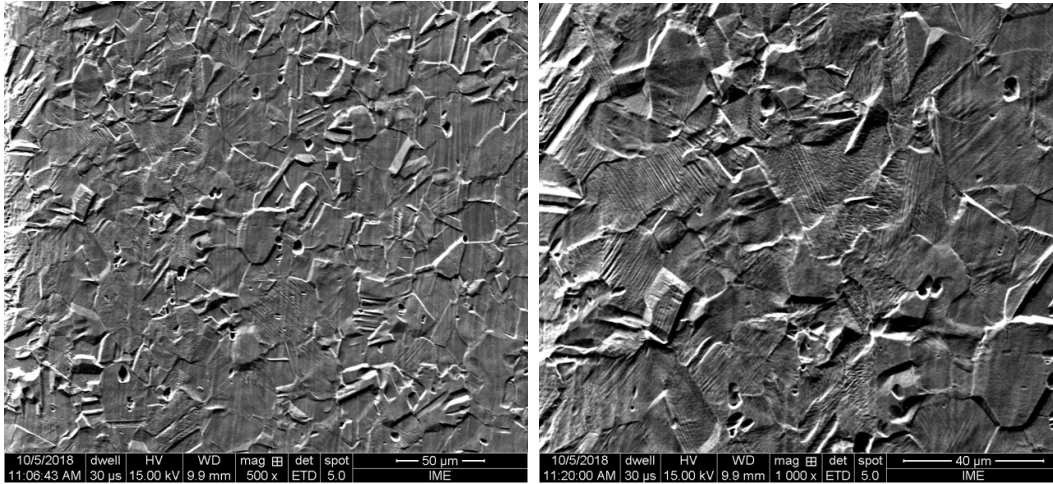
Em relação ao material 304L analisando as medidas de fração volumétrica da martensita α' , para as três taxas de deformação alvo estudadas, percebe-se que as frações medidas variam para as taxas de deformação alvo de 500 s^{-1} , 700 s^{-1} e 1000 s^{-1} e que há um sutil desbalanço de fração martensítica entre as faces incidente e oposta ao impacto. Existe um aumento de fração de fase martensítica com o aumento da taxa de deformação e a face de impacto apresenta uma maior percentagem de martensita em todas as taxas de deformação estudadas. Considerando a menor taxa de deformação alcançada em relação a maior taxa de deformação há um aumento percentual da fração volumétrica de martensita, comparando os valores entre as amostras, da ordem de 70,6%, o que de um modo geral parece similar ao observado para o aço 201LN só que em maior magnitude. É importante também destacar os valores individuais de cada face são muito pequenos para o aço 304L e que a técnica de ferritoscopia por medir um volume de martensita ao longo de uma profundidade significativa do material, elucidado pelos valores praticamente iguais ($\leq 0,5\%$) entre as faces de impacto e oposta para as amostras das três taxas de deformação avaliadas. O que suporta a teoria de um efeito de um gradiente de martensita que decresce em fração ao longo da espessura, entre as faces de impacto e oposta. Pois é também evidenciado pelas diferenças das intensidades do pico (211) atribuído a martensita α' e (0002) atribuído a martensita ϵ nos difratogramas de raios X das faces nas amostras resultantes do ensaio dinâmico para o aço 304L (Figura 4.35), em função da muito menor penetrabilidade dos raios X em relação a ferritoscopia (TALONEN, 2004).

4.2.6 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural após os ensaios dinâmicos procurou identificar três regiões ao longo da espessura dos corpos de prova, que foram a superfície (face) próxima ao impacto, a região central do corpo de prova e a superfície (face) oposta ao impacto. Em todas as amostras impactadas, considerando as três taxas de deformação alvo estudadas houve uma maior quantidade de bandas de deformação formadas com o aumento da taxa de deformação para ambos os materiais. A partir das caracterizações via

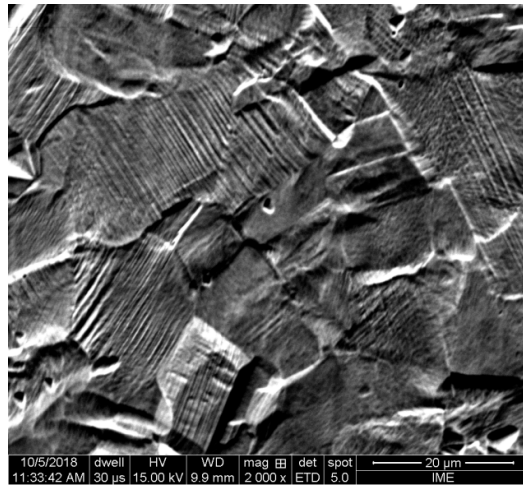
microscopia eletrônica de varredura foi observado que às três regiões analisadas não apresentam distinção clara em quantidade de bandas de deformação formadas, considerando a mesma taxa de deformação atingida. Desta maneira, as micrografias ilustradas neste trabalho são referentes apenas às maiores taxas de deformação (taxa de deformação alvo 1000 s^{-1}), para os dois materiais de estudo nesta tese, devido a maior facilidade de observação das bandas de deformação onde são maiores em quantidade. As micrografias retratadas nesta tese são resultantes de um aumento de 500x, 1000x e 2000x com o uso do detector de elétrons secundários. A ordem de apresentação das micrografias começa pela face de impacto seguindo para o meio da amostra e terminando na face oposta ao impacto. As figuras (Figura 4.36, Figura 4.37 e Figura 4.38) referem-se ao material 201 LN enquanto as figuras (Figura 4.39, Figura 4.40 e Figura 4.41) referem-se ao material 304L.

Observando as micrografias de ambos os materiais é possível identificar um número pequeno de bandas de deformação que estão associadas ao deslizamento de planos cristalinos, do empilhamento de discordâncias, de defeitos de falha de empilhamento, da formação da martensita ϵ e da formação de maclas. Através da micrografia da Figura 4.40 letras B e C pode-se observar a formação de uma possível macla mecânica com grãos vizinhos apresentando bandas de deformação, para o material 304L, sob a taxa de deformação de 1073 s^{-1} . A maclagem em materiais com estrutura cúbica de face centrada, como os aços inoxidáveis austeníticos, é particularmente comum quando estes são solicitados através de carregamentos dinâmicos (SHEN *et al.*, 2012).



(A)

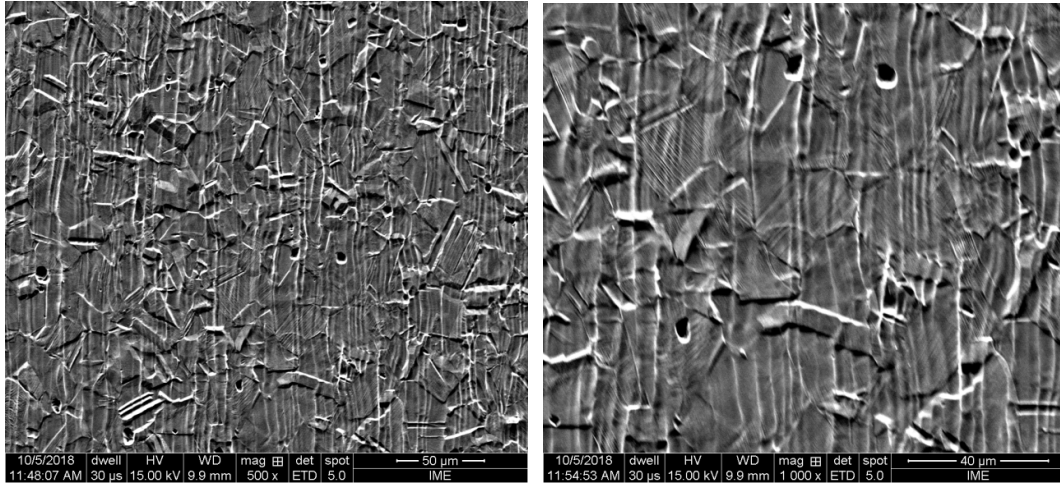
(B)



(C)

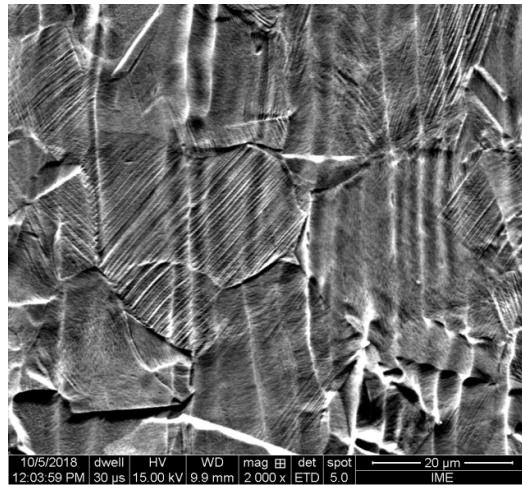
↑ (DL)

Figura 4.36 – Aspecto microestrutural do material 201LN ensaiado dinamicamente na taxa de 1087 s^{-1} em relação a face de impacto.



(B)

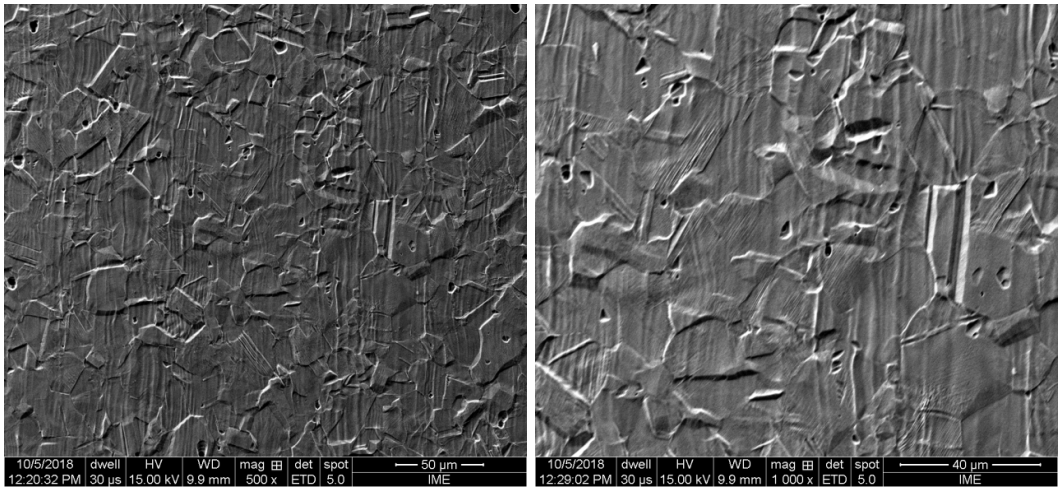
B



(C)

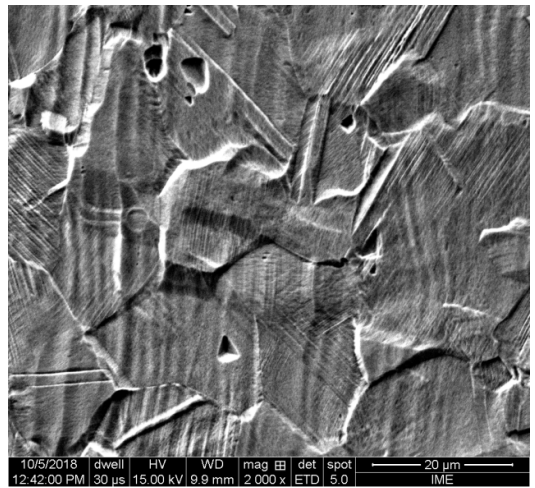
↑ (DL)

Figura 4.37 - Aspecto microestrutural do material 201LN ensaiado dinamicamente na taxa de 1087 s^{-1} em relação a mediana da espessura do corpo de prova.



(A)

(B)



(C)

↑ (DL)

Figura 4.38 - Aspecto microestrutural do material 201LN ensaiado dinamicamente na taxa de 1087 s^{-1} em relação a face oposta ao impacto.

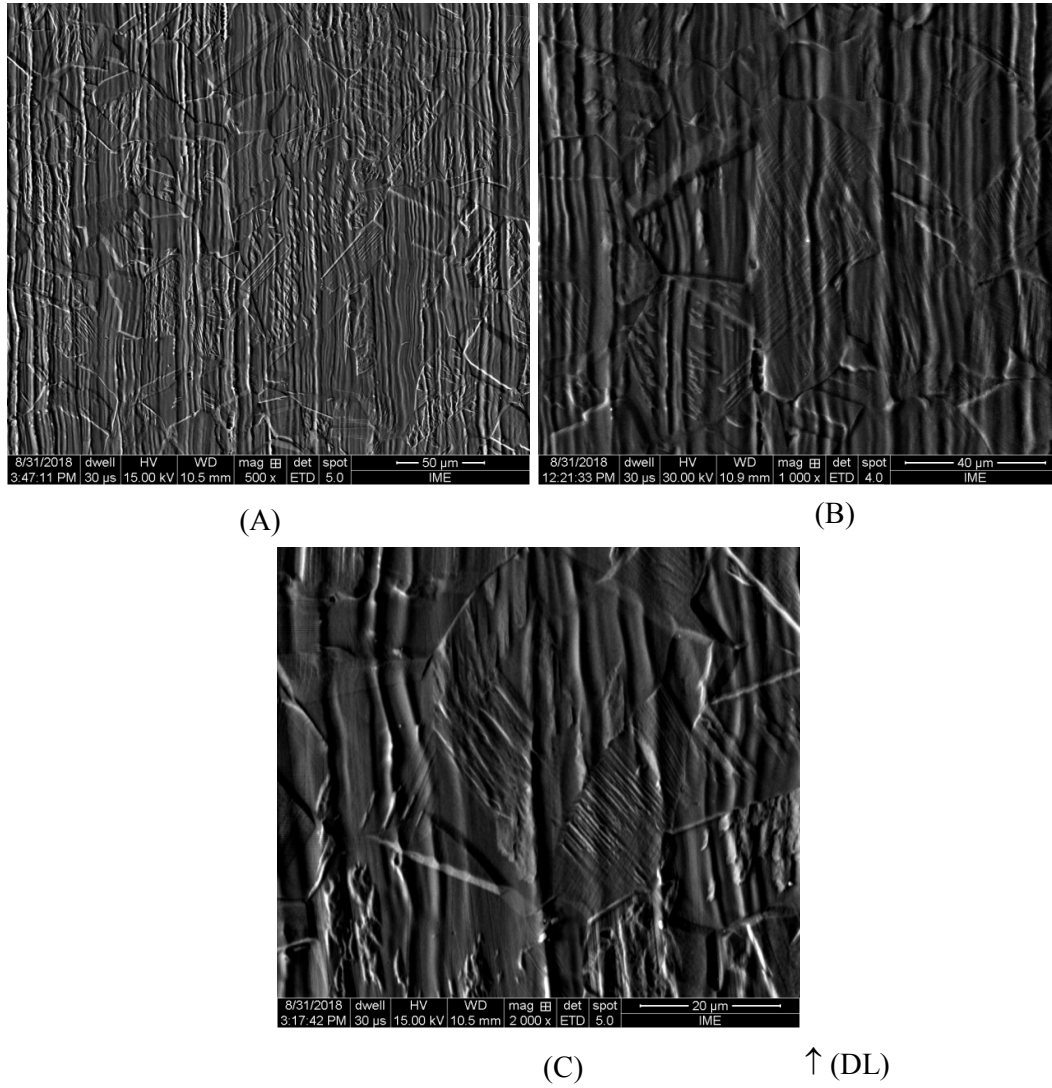
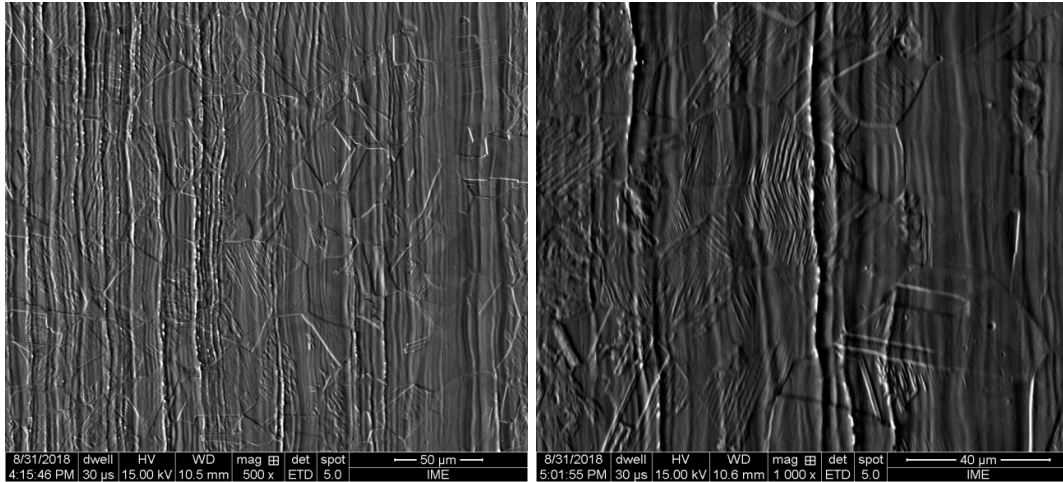
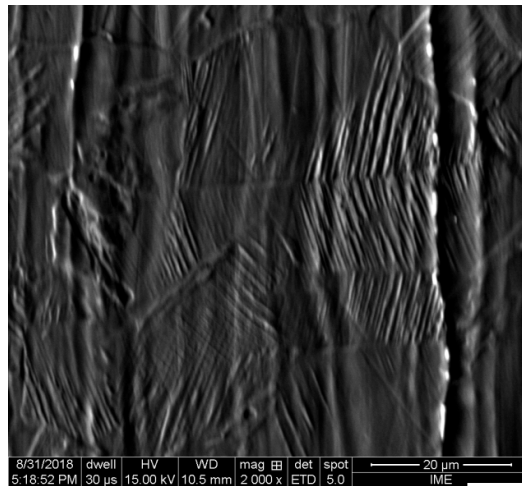


Figura 4.39 – Aspecto microestrutural do material 304L ensaiado dinamicamente na taxa de 1073 s^{-1} em relação a face de impacto.



(A)

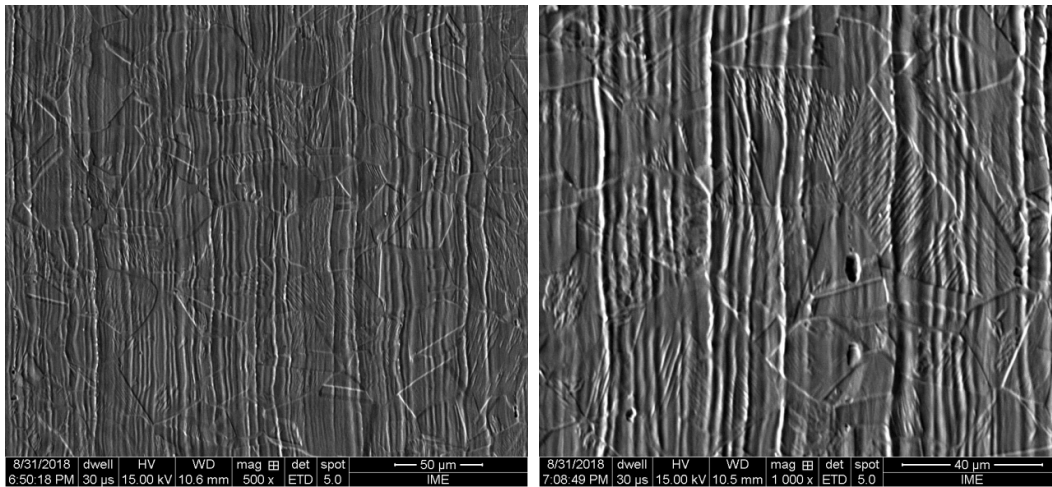
(B)



(C)

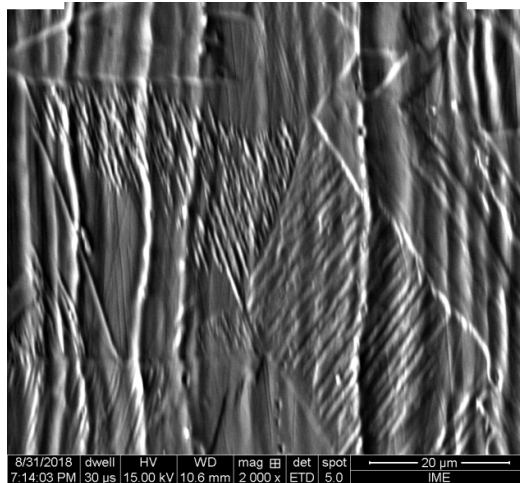
↑ (DL)

Figura 4.40 - Aspecto microestrutural do material 304L ensaiado dinamicamente na taxa de 1073 s^{-1} em relação em relação a mediana da espessura do corpo de prova



(A)

(B)



(C)

↑ (DL)

Figura 4.41- Aspecto microestrutural do material 304L ensaiado dinamicamente na taxa de 1073 s^{-1} em relação a face oposta ao impacto.

4.2.7 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

Para as análises de EBSD foram utilizadas para todas as amostras, por motivo de simplificação nesta tese, apenas a face de impacto de ambos os materiais nas três taxas de deformação alvo obtidas. Desta forma procurou-se diminuir o número de mapas, pois as amostras apresentam homogeneidade entre as diferentes regiões devido ao equilíbrio dinâmico atingido no ensaio em barra Hopkinson com uma sutil diferença entre as faces de impacto e oposta ao impacto com relação à transformação de fase.

Para os corpos de prova impactados são apresentados, através da técnica de EBSD, os mapas de orientação de grãos em relação à figura de polo inversa, o mapa de misorientação, o mapa de identificação de fases e o mapa de qualidade. Os mapas serão elencados em ordem crescente de taxa de deformação alvo (500 s^{-1} , 700 s^{-1} e 1000 s^{-1}).

Analisando primeiramente as figuras (Figura 4.42 (C), Figura 4.43 (C) e Figura 4.44 (C)) para o material 201LN, através do mapa de fases, percebe-se um aumento gradual leve da fração de fases da martensita ϵ (tonalidade amarela) e da martensita α' (tonalidade vermelha) com o aumento da taxa de deformação de 542 s^{-1} para a taxa de deformação de 1087 s^{-1} . Na taxa de deformação de 542 s^{-1} (Figura 4.42) a transformação de fase martensítica ocorre nas proximidades dos contornos de grão (Figura 4.42 (D)) e de uma maneira mais distribuída pelo interior dos grãos quando comparado ao mapa de fases do material como recebido (Figura 4.9 (C)). Com o aumento da taxa de deformação para 677 s^{-1} (Figura 4.43 (C)) a transformação acontece de maneira mais uniforme por toda microestrutura da amostra. Por final, na taxa de deformação de 1087 s^{-1} (Figura 4.44 (C)) nota-se uma formação das fases martensíticas que estão mais concentradas na proximidade dos contornos de grão e no interior de alguns grãos, enquanto outros grãos a transformação fica apenas restrita aos seus contornos. As curvas tensão deformação obtidas via ensaio dinâmico comprovam que com o aumento da taxa de deformação as tensões necessárias para continuar deformando plasticamente o material aumentam com o aumento da deformação (Figura 4.13, Figura 4.15 e Figura 4.17). Com o aumento da taxa de deformação observa-se um também aumento

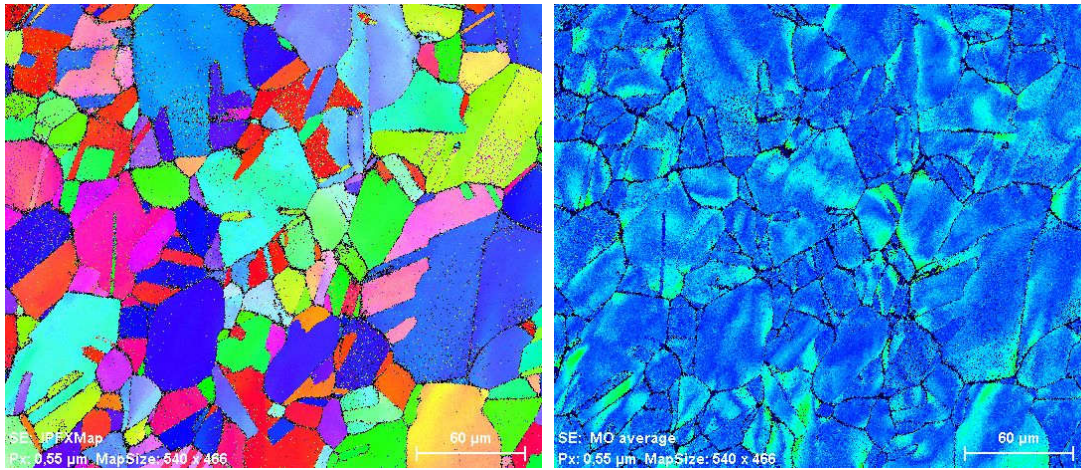
da deformação nos corpos de prova impactados notando-se um aumento da misorientação com o aumento associado da taxa de deformação. O mapa de misorientação começa com uma diferenciação suave no azul, considerando cada grão individualmente presente na microestrutura, para a taxa de 542 s^{-1} (Figura 4.42 (B)), misorientação esta com um grau maior em relação ao material como recebido (Figura 4.9 (B)), evoluindo para uma maior diferenciação de cores para a taxa de 1087 s^{-1} . Quanto mais claro o tom de azul (ou até mesmo transitar para o amarelo -> laranja -> vermelho) maior a diferença de orientação em relação a região de tom mais escuro do mesmo grão.

Com o incremento de deformação com o aumento da taxa de deformação aplicada, há uma tendência no aumento do gradiente de cores, uma vez que a desorientação entre as regiões de um mesmo grão aumenta devido a uma porção dos grãos rotacionarem em outras direções de orientação para acomodar as deformações. Nota-se principalmente para a taxa de 1087 s^{-1} (Figura 4.44 (B)) que há dentro de cada grão na microestrutura uma diferença de tonalidade e intensidade de cores, o que não acontece na totalidade dos grãos nas taxas de deformação mais baixas. Quanto mais alta a taxa de deformação obtida, via ensaio em barra Hopkinson, geralmente maior é a velocidade adicionada à barra impactadora o que resulta em uma onda de tensão com maior amplitude e conseqüentemente energia. Assim, com maior energia chegando ao material, maior é o aumento de energia interna do mesmo de modo a acomodar os defeitos que se originam da deformação em altas taxas de carregamento. Metais CFC com baixa EFE, a deformação plástica gera uma alta densidade de falhas de empilhamento que facilitarão a propagação da deformação plástica através da formação de bandas de deformação e de cisalhamento. De uma forma geral, as bandas de deformação e cisalhamento consistem de falhas de empilhamento, maclas e discordâncias (TALONEN, HANNINEN, 2007).

Percebe-se também que com o aumento da taxa de deformação existe uma quantidade maior de pontos não indexados que estão na cor preta. Segundo VERBEKEN e pesquisadores (2009), em microestruturas complexas com mais de duas fases presentes, com maior grau de deformação e

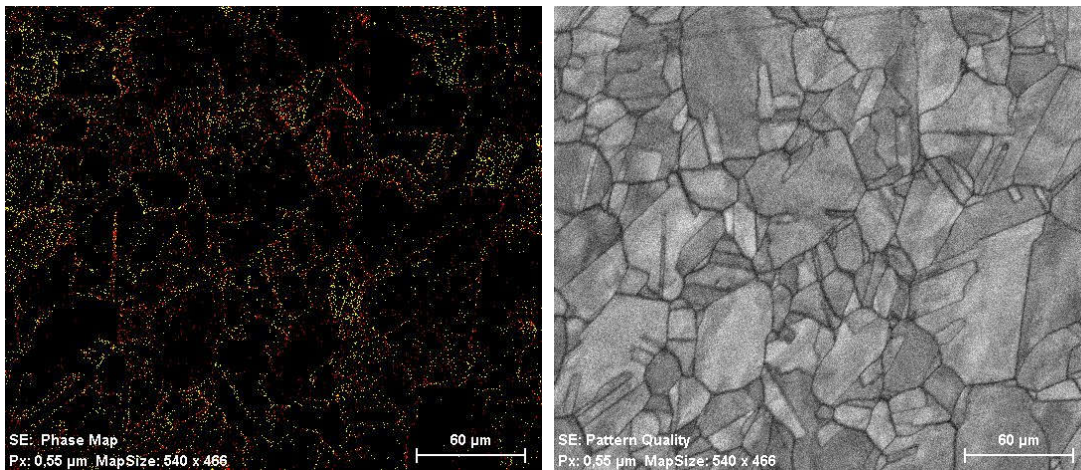
consequentemente com maior quantidade de defeitos, a captação inadequada de padrões pode proporcionar erros, diminuindo a capacidade de indexação. Estes pontos pretos podem ser mais bem observados nas micrografias dos mapas de orientação e misorientação, sendo realmente relevantes na taxa mais alta de deformação obtida via ensaio dinâmico (Figura 4.44 (A), (B)), exatamente na amostra que se obteve as maiores quantidades de martensitas.

Com relação ao mapa de orientação de grãos quando se considera as três taxas de deformação obtidas e suas respectivas deformações percebe-se uma orientação de grãos na direção [101] com relação orientação cristalográfica normal ao plano da superfície da amostra, de acordo com a figura de polo inversa, representada pela cor verde, apenas para a taxa de deformação de 1087 s^{-1} (Figura 4.44 (A)). Isto pode indicar que em função da maior taxa de deformação aplicada, rotações que ocorreram no grão de austenita em função do encruamento e da formação de martensita, já foram suficientes para causar efeitos na textura de deformação da austenita. RAABE (1997), ao estudar os efeitos da laminação a frio de um aço inoxidável austenítico, destaca que a deformação a frio em aços austeníticos com textura fraca, além de resultar na formação de uma microestrutura austenita-martensita em função do efeito *TRIP*, desenvolve uma textura para ambas das fases que se intensifica com incremento do grau de deformação imposto.



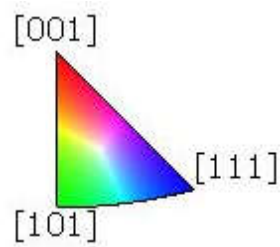
(A)

(B)



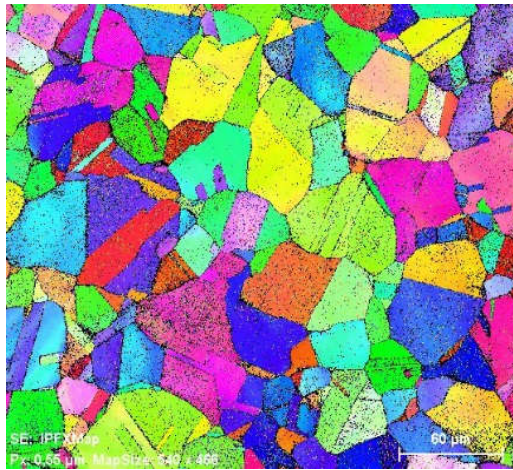
(C)

(D)

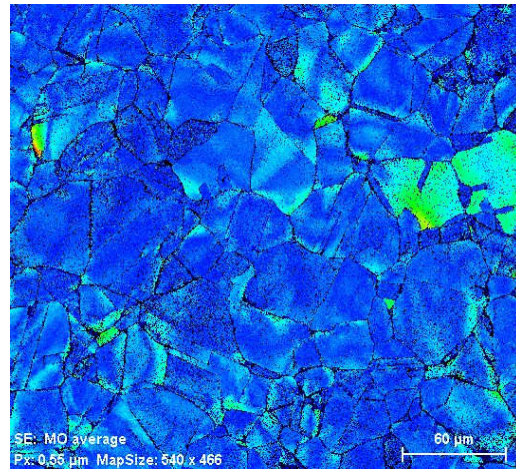


(E)

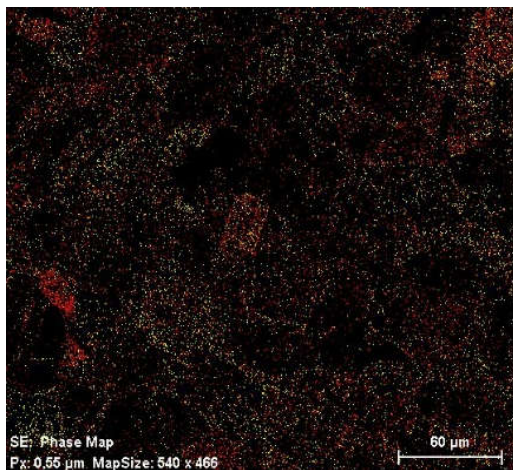
Figura 4.42 – Mapeamento de EBSD para o material 201LN impactado a 542 s^{-1} . (A) Mapa de orientação; (B) Mapa de misorientação; (C) Mapa de fases; (D) Mapa de qualidade; (E) Figura de polo inversa.



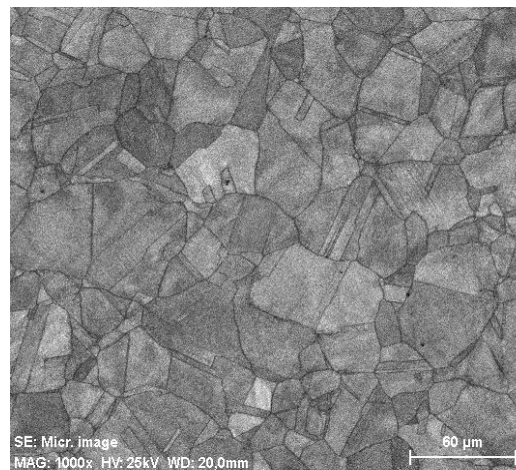
(A)



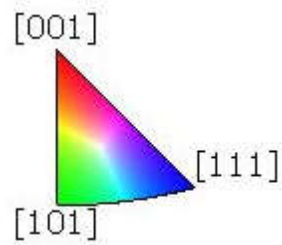
(B)



(C)

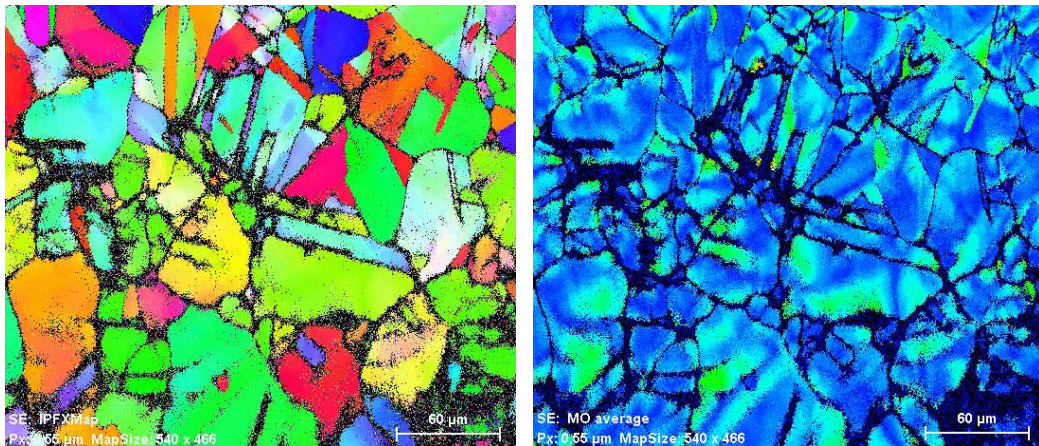


(D)



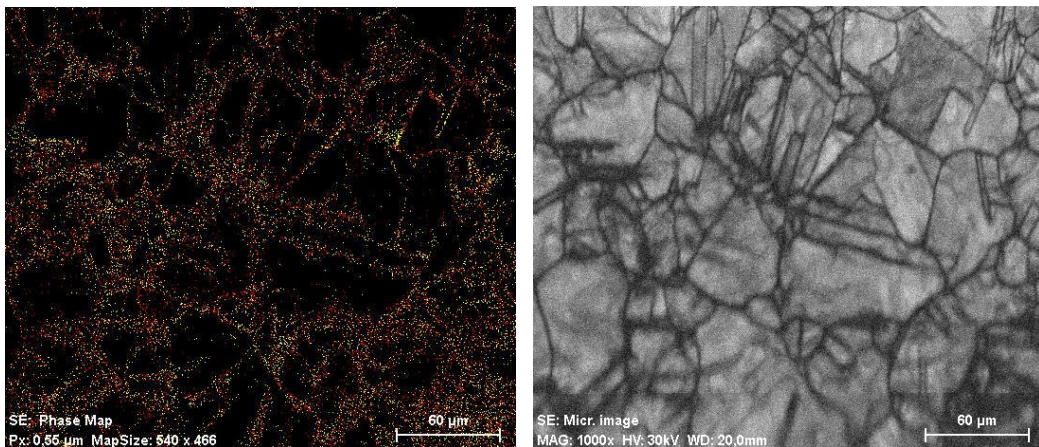
(E)

Figura 4.43 - Mapeamento de EBSD para o material 201LN impactado a 677 s^{-1} . (A) Mapa de orientação; (B) Mapa de misorientação; (C) Mapa de fases; (D) Mapa de qualidade; (E) Figura de polo inversa.



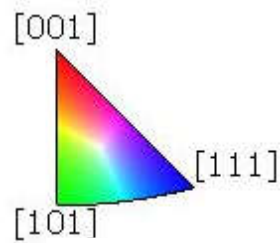
(A)

(B)



(C)

(D)



(E)

Figura 4.44 - Mapeamento de EBSD para o material 201LN impactado a 1087 s^{-1} . (A) Mapa de orientação; (B) Mapa de misorientação; (C) Mapa de fases; (D) Mapa de qualidade; (E) Figura de polo inversa.

Procurou-se seguir a mesma metodologia para a apresentação do mapeamento da microestrutura do material 201LN para o material 304L onde os corpos de prova impactados são apresentados, através da técnica de EBSD, primeiramente pelos mapas de orientação de grãos em relação à figura de polo inversa, seguido pelo mapa de misorientação, pelo então mapa de identificação de fases e terminando pelo mapa de qualidade. Os mapas serão elencados em ordem crescente de taxa de deformação alvo (500 s^{-1} , 700 s^{-1} e 1000 s^{-1}). Analisando primeiramente as figuras (Figura 4.45 (C), Figura 4.46 (C) e Figura 4.47 (C) para o material 304L, através do mapa de fases, percebe-se o aumento bem mais acentuado da fração de fases da martensita ϵ (tonalidade amarela) e da martensita α' (tonalidade vermelha) com o aumento da taxa de deformação para o material 304L quando comparado ao material 201LN. Na taxa de deformação de 499 s^{-1} (Figura 4.45) a transformação de fase martensítica ocorre de uma maneira uniforme por toda a microestrutura para ambas as fases de martensita e com a pequena formação por coalescimento de forma agrupada da martensita α' . Com o aumento da taxa de deformação para 646 s^{-1} (Figura 4.43 (C)) a transformação acontece de maneira mais uniforme por toda microestrutura da amostra. Por final na taxa de deformação de 1073 s^{-1} (Figura 4.44 (C)) nota-se uma formação de crescimento e coalescimento da fase martensítica α' com uma denominação de crescimento agrupada (*in cluster*). Este aumento da fração martensítica está associado ao aumento de defeitos na estrutura interna do material que estão principalmente atrelados às bandas de deformação e de cisalhamento associadas com os impactos dinâmicos (ACHARYA *et al.*, 2019); (VÁZQUEZ-FERNANDÉZ *et al.*, 2019); (FERREIRA *et al.*, 2004). As curvas tensão deformação obtidas via ensaio dinâmico comprovam que com o aumento da taxa de deformação as tensões necessárias para continuar deformando plasticamente o material também aumentam para o material 304L, com o aumento da deformação (Figura 4.14, Figura 4.16 e Figura 4.18). Assim como o material 201LN, com o aumento da taxa de deformação, observa-se um também aumento da deformação nos corpos de prova do material 304L impactados notando-se um aumento da misorientação com o aumento associado da taxa de deformação. Considerando a taxa mais alta de deformação obtida para o material 304L

(1073 s⁻¹) (Figura 4.47 (B)) observa-se que todos os grãos presentes na microestrutura apresentam um gradiente de tonalidade de cores em azul variando para o verde e em algumas regiões próximas aos contornos de grão tonalidades em amarelo. Quando se observa o mapa de misorientação para a taxa de deformação de 646 s⁻¹ (Figura 4.46 (B)), já não se observa o mesmo padrão em relação à taxa mais alta de deformação, onde alguns grãos na microestrutura apresentam uma tonalidade com um leve gradiente em azul e outros grãos sem apresentar um gradiente para esta cor.

Com relação ao mapa de orientação de grãos (Figura 4.45 (A), Figura 4.46 (A) e Figura 4.47 (A)) quando se considera as três taxas de deformação atingidas em ensaio dinâmico, com suas respectivas deformações, não se percebe uma orientação preferencial de grãos com relação orientação cristalográfica normal ao plano da superfície da amostra, de acordo com a figura de polo inversa.

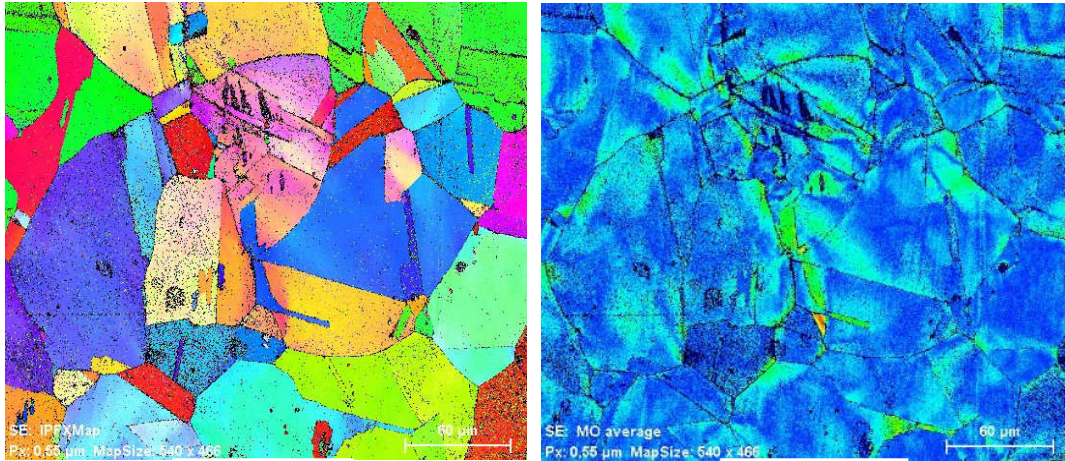
Percebe-se que assim como o material 201LN, com o aumento da taxa de deformação, que existe uma quantidade maior de pontos não indexados que estão na cor preta para o material 304L. Estes pontos pretos podem ser mais bem observados nos mapas de orientação e misorientação, principalmente pelo contraste de cores. Estes pontos não indexados são relevantes na taxa mais alta de deformação obtida via ensaio dinâmico (Figura 4.47 (A), (B)), exatamente na amostra que também se obteve as maiores quantidades de martensitas.

A identificação quantitativa de fases por EBSD por taxa de deformação obtida, através dos ensaios dinâmicos, foi condensada na Tabela 4.32 junto aos resultados da quantificação do material como recebido. Apesar da quantificação de fases por EBSD ter sido realizada em apenas uma pequena região da amostra e não apresentar confiabilidade estatística e a limitação de resolução da técnica para mapear grãos de martensita tão refinados, achou-se interessante do ponto de vista microestrutural a apresentação dos resultados.

Tabela 4.32 – Distribuição de fases dos materiais 201LN e 304L após ensaios dinâmicos, com base nos resultados de EBSD.

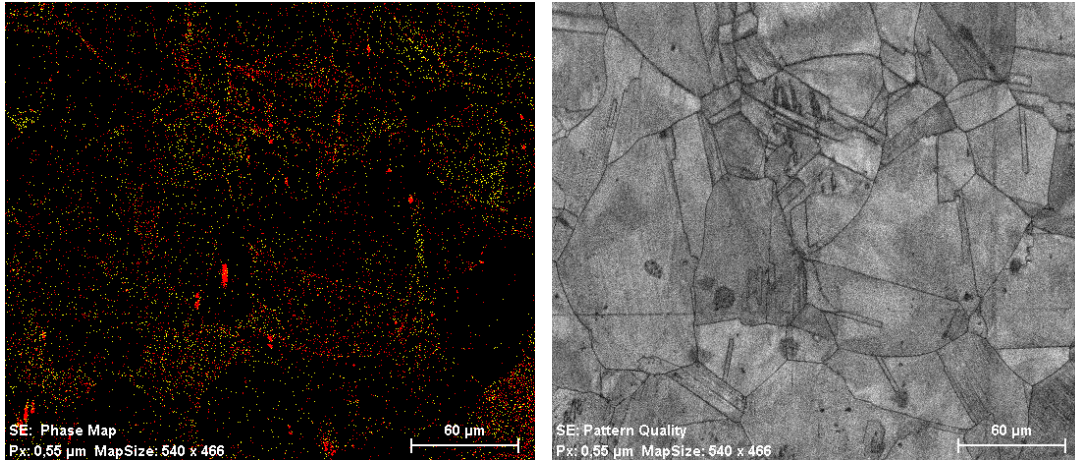
DISTRIBUIÇÃO	201LN (%)	304L (%)
--------------	-----------	----------

DE FASES	Como Recebid o	542 (s ⁻¹)	667 (s ⁻¹)	1086 (s ⁻¹)	Como Recebid o	499 (s ⁻¹)	646 (s ⁻¹)	1073 (s ⁻¹)
Austenita	95,90	90,6 0	82,6 0	70,6 0	90,20	88,1 0	72,2	64,70
Martensita α'	0,61	1,86	4,04	4,13	1,88	2,80	4,35	7,30
Martensita ε	0,55	2,18	2,93	3,94	1,97	1,97	3,91	4,96
Pontos não indexados (zero solution)	2,98	5,36	10,4 0	21,3 0	5,93	7,10	19,6 0	23,00



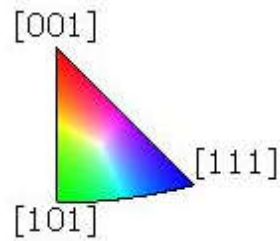
(A)

(B)



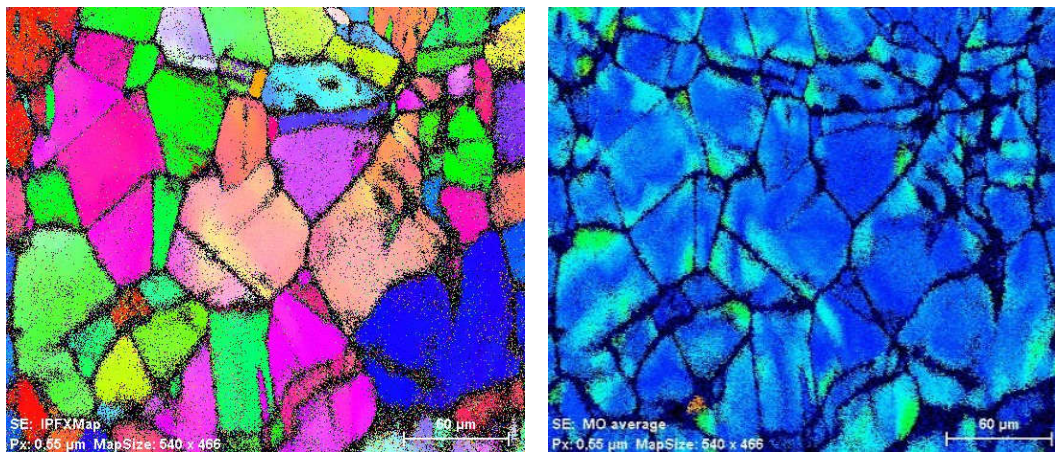
(C)

(D)



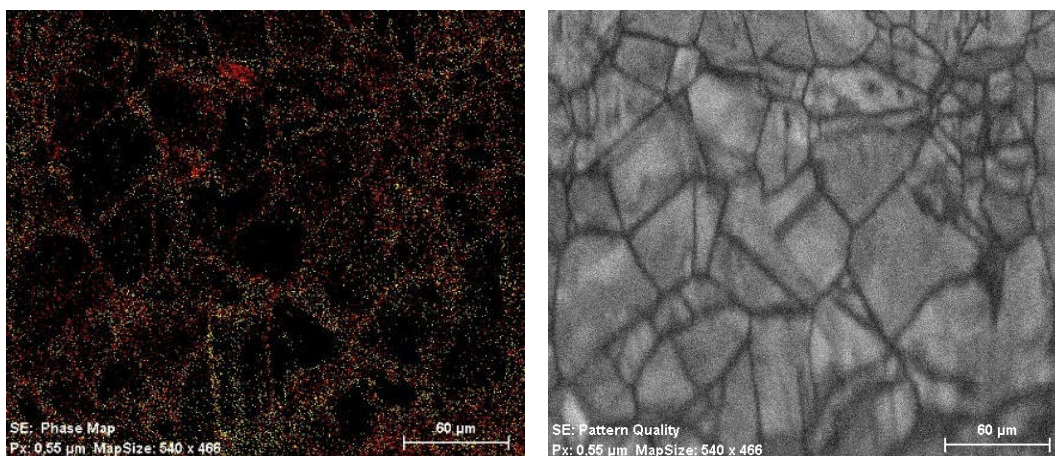
(E)

Figura 4.45 - Mapeamento de EBSD para o material 304L impactado a 499 s^{-1} . (A) Mapa de orientação; (B) Mapa de misorientação; (C) Mapa de fases; (D) Mapa de qualidade; (E) Figura de polo inversa.



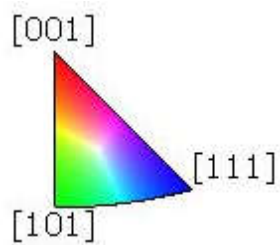
(A)

(B)



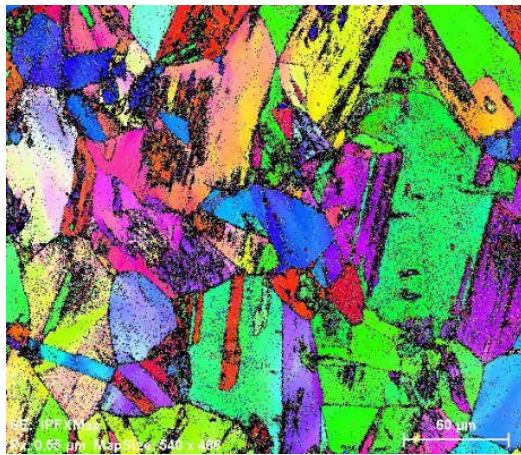
(C)

(D)

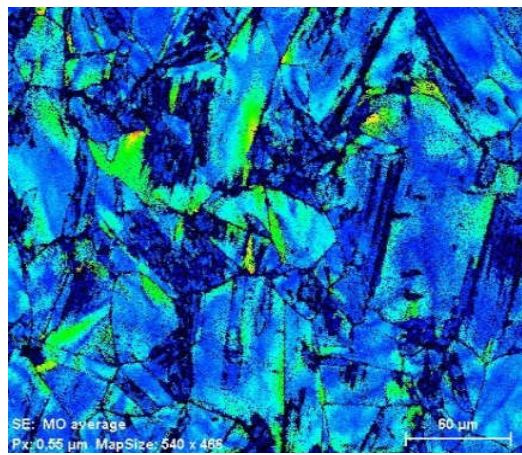


(E)

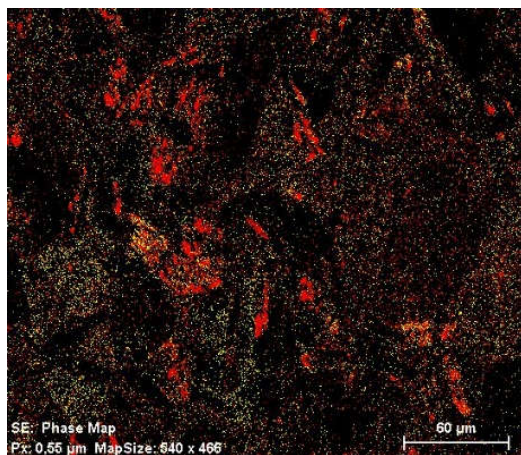
Figura 4.46 – Mapeamento de EBSD para o material 304L impactado a 646 s^{-1} . (A) Mapa de orientação; (B) Mapa de misorientação; (C) Mapa de fases; (D) Mapa de qualidade; (E) Figura de polo inversa



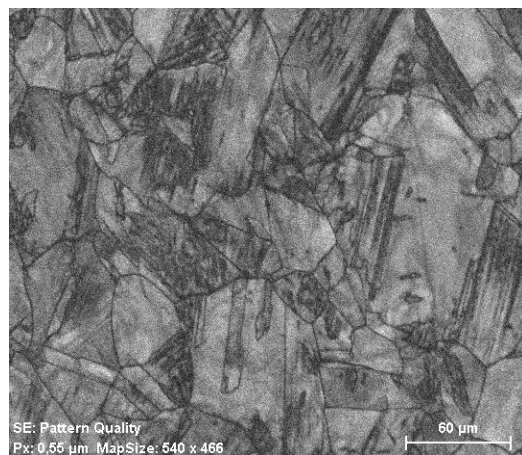
(A)



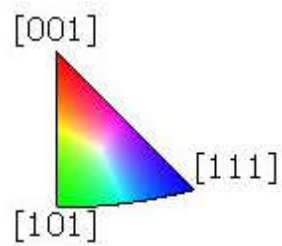
(B)



(C)



(D)



(E)

Figura 4.47 - Mapeamento de EBSD para o material 304L impactado a 1073 s^{-1} . (A) Mapa de orientação; (B) Mapa de misorientação; (C) Mapa de fases; (D) Mapa de qualidade; (E) Figura de polo inversa.

4.2.8 Ultramicrodureza instrumentada

Os resultados da técnica de ultramicrodureza instrumentada para o material 201LN são apresentados graficamente através da Figura 4-48 e da Figura 4-49, no que diz respeito à distinção de endurecimento das amostras em função da taxa de deformação aplicadas nos ensaios dinâmicos para os diferentes aços sem distinção clara de variação de propriedades ao longo da espessura entre as faces de impacto e oposto. Os respectivos gráficos apresentam a medida de dureza convencional (HT115) e da dureza dinâmica plástica (DHT115-2) com o uso do indentador de base triangular Berkovitch, para o material como recebido e também para as amostras impactadas nas três taxas de deformação alvo estudadas neste trabalho. Pelo gráfico da dureza convencional HT115 (Figura 4.48) nota-se mais claramente o incremento da dureza apenas para a taxa de 1087 s^{-1} , em relação às demais, e também em relação ao material como recebido. Os resultados para as duas taxas de deformação mais baixas obtidas (542 s^{-1} e 677 s^{-1}) estão aproximadamente sobrepostos, indicando similaridade nos valores das durezas do material como recebido ao longo da espessura, com uma leve tendência de incremento de dureza para a taxa de 677 s^{-1} , pois não há mudança de plasticidade induzindo transformação de fase martensítica. As medidas do perfil de dureza HT115 ao longo da espessura, para todas as amostras analisadas, apresentam uma tendência de homogeneidade com apenas alguns pontos que destoam em relação aos demais.

Quando se analisa os resultados obtidos com a dureza dinâmica plástica fica clara a diferenciação da dureza DHT115-2 para o material como recebido em relação às demais taxas de deformação obtidas através do ensaio dinâmico. O material como recebido apresenta os menores valores de dureza dinâmica enquanto as demais amostras impactadas expressam valores em ordem crescente de dureza com o aumento da taxa de deformação. Os valores da dureza DHT115-2 para o material como recebido em relação à taxa de deformação mais alta obtida é de um aumento expressivo.

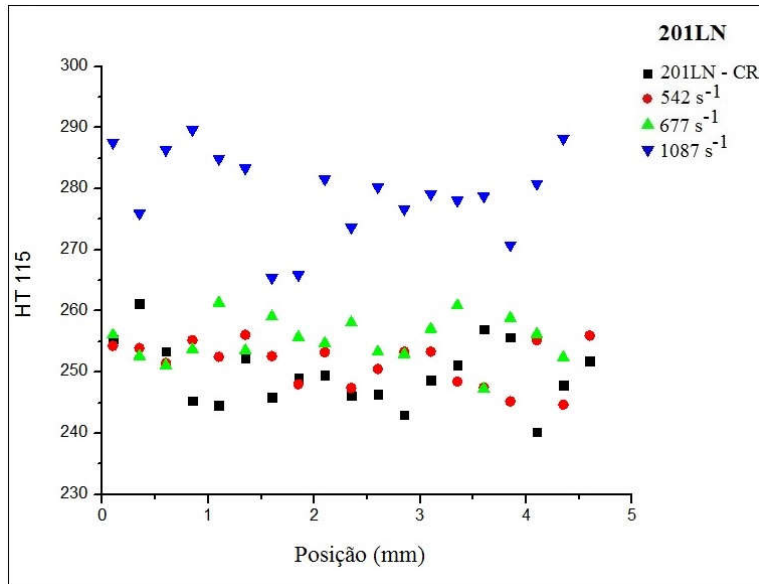


Figura 4.48 - Medidas de dureza convencional utilizando o identador Berkovitch de base triangular com relação ao material (201LN) como recebido (CR), e demais corpos de prova impactados com suas respectivas taxas de deformação obtidas.

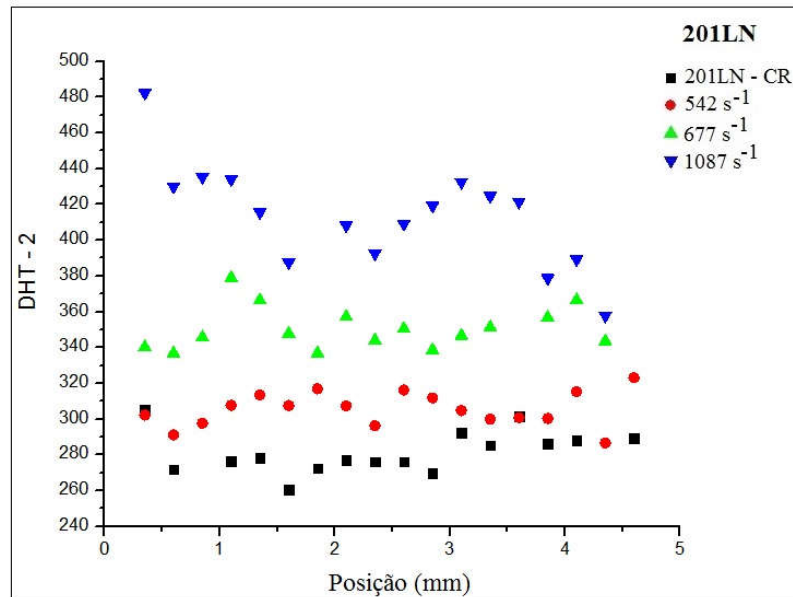


Figura 4.49 - Medidas de dureza dinâmica plástica utilizando o identador Berkovitch de base triangular com relação ao material (201LN) como recebido (CR), e demais corpos de prova impactados com suas respectivas taxas de deformação obtidas.

Os resultados da técnica de ultramicrodureza instrumentada para o material 304L são apresentados graficamente através das Figura 4.50 e Figura 4.51. Assim como para o material 201LN os gráficos apresentam a medida de dureza convencional (HT115) e da dureza dinâmica plástica (DHT115-2) com o uso do indentador de base triangular Berkovitch, para o material como recebido e também para as amostras impactadas nas três taxas de deformação alvo estudadas neste trabalho. Por meio do gráfico da dureza convencional HT115 (Figura 4.50), em um contexto geral, se verifica o aumento da dureza com as taxas de deformação obtidas (499 s^{-1} , 646 s^{-1} e 1073 s^{-1}), com relação ao material como recebido, o que não se verificou para o material 201LN, em relação a menor taxa de deformação. Quando são examinadas as taxas de deformação em ordem crescente de aplicação pode se averiguar um aumento gradual, mas não significativo, da dureza. Este aumento pode ser mais bem observado da taxa de 499 s^{-1} para a taxa de 1073 s^{-1} . Quando se observa observamos o aumento da taxa intermediária (646 s^{-1}) para a mais alta taxa de deformação, os valores de dureza ao longo da espessura muitas vezes são similares, com um maior aumento da dureza apenas da metade da espessura para o final, para a maior taxa de deformação obtida (1073 s^{-1}). As medidas do perfil de dureza ao longo da espessura para todas as amostras analisadas apresentam uma tendência de homogeneidade diferindo apenas para a taxa de deformação intermediária (646 s^{-1}) onde há uma maior dispersão de dureza, mas com uma tendência de média dos valores coerentes ao longo da espessura.

Quando se explora os resultados extraídos com relação à dureza dinâmica plástica a mesma diferencia de melhor maneira a dureza (DHT115-2) com o aumento da taxa de deformação aplicada, assim como para o material 201LN. As amostras impactadas expressam valores em ordem crescente de dureza com o aumento da taxa de deformação. Estes valores de dureza são menores em magnitude quando se compara a diferença de dureza entre a taxa de deformação intermediária (646 s^{-1}) e a taxa de deformação mais baixa (499 s^{-1}) e entre a taxa de deformação mais alta (1073 s^{-1}) e a taxa de deformação

intermediária (646 s^{-1}), com relação ao material 201LN, onde estas diferenças são mais acentuadas. Quando se compara os dois materiais com relação à dureza convencional (HT115) e a dureza plástica dinâmica (DHT115-1), o material 201LN apresenta maiores valores desde o material como recebido assim como na comparação de todas as taxas de deformação alvo avaliadas.

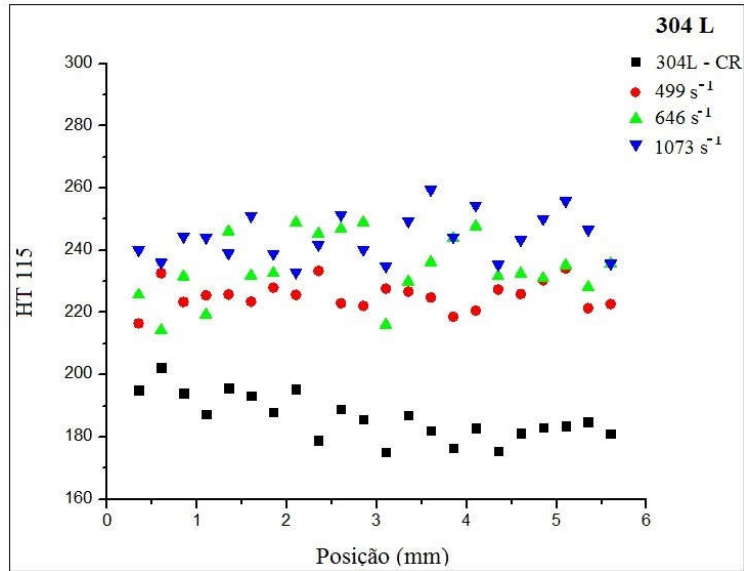


Figura 4.50 - Medidas de dureza convencional utilizando o identador Berkovitch de base triangular com relação ao material (304L) como recebido (CR) e demais corpos de prova impactados com suas respectivas taxas de deformação obtidas.

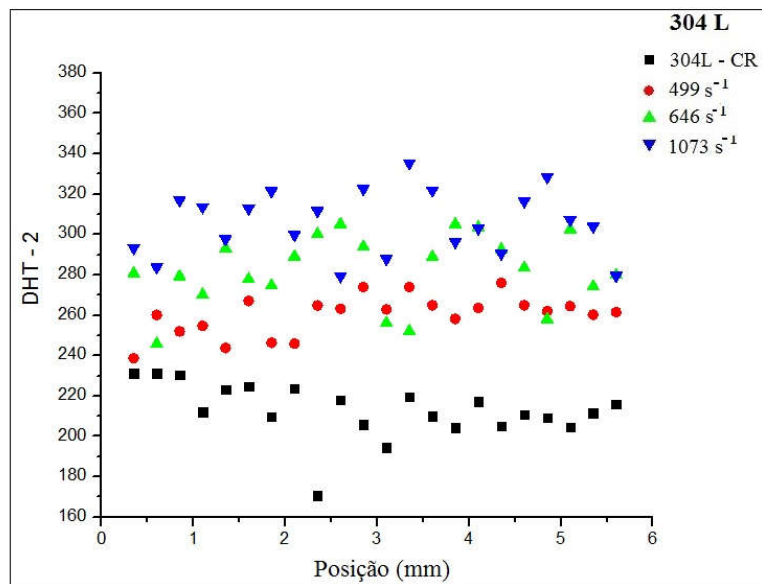


Figura 4.51- Medidas de dureza dinâmica plástica utilizando o identador Berkovitch de base triangular com relação ao material (304L) como recebido (CR) e demais corpos de prova impactados com suas respectivas taxas de deformação obtidas.

Os resultados de dureza convencional revelam também uma distribuição coerente de dureza ao longo da espessura para ambos os materiais de forma a confirmar o equilíbrio dinâmico obtido em todas as taxas de deformação. Relacionando a dureza obtida para ambos os inoxidáveis austeníticos, com as curvas de deformação dinâmica em todas as taxas alvo alcançadas, o material 201LN demonstra uma maior dureza em todas as taxas de deformação obtidas. Isto é confirmado com as observações referentes às tensões instantâneas para o prosseguimento da deformação plástica em cada taxa de deformação alvo nas curvas de tensão deformação dinâmicas. Sob o ponto de vista da dureza dinâmica plástica foi possível diferenciar resultados de dureza que estavam muito próximos em valor como os obtidos via dureza convencional. Assim, resultados do material 201LN referentes à amostra como recebida em relação às taxas de deformação de 542 s^{-1} e 677 s^{-1} puderam ser mais bem analisados com a dureza dinâmica plástica. A partir de um ponto de vista de um aumento de defeitos através das bandas de deformação com o aumento da taxa de deformação, a dureza dinâmica foi capaz de diferenciar estes valores. Uma microestrutura com maior densidade de defeitos teve um menor valor de H_r , ou seja, uma taxa de retorno elástico perfeito menor quanto mais defeitos tem a estrutura, resultando em um maior valor de DHT115-2 conforme Equação 3-19. Desta forma, associando-se uma maior densidade de defeitos com o aumento da taxa de deformação do material, partindo do material como recebido para a taxa de deformação de 542 s^{-1} e 677 s^{-1} , os resultados de dureza plástica dinâmica puderam ser melhor resolvidos havendo uma diferenciação entre estas duas taxas de deformação. Quando se analisa a taxa de deformação de 1087 s^{-1} percebe-se por EBSD e por ferritoscopia que os valores de martensita, apesar de ainda muito baixos, aumentam, o que resulta numa maior diferença da dureza DHT115-2 em relação às taxas de deformação mais baixas. Desta maneira a maior quantidade de martensita causa uma maior distorção na rede resultando num aumento do endurecimento. A taxa do perfeito retorno elástico para esta estrutura mais endurecida é ainda menor, resultando em um H_r mais baixo e conseqüentemente numa dureza DHT115-2 maior. Quanto mais à estrutura

apresenta defeitos originados pelos ensaios em altas taxas de deformação menos trabalho plástico ocorre através do ensaio dinâmico plástico, consequência de uma estrutura mais deformada e endurecida, o que reduz o trabalho plástico da força aplicada por deslocamento do ultramicrodurômetro.

Uma mesma perspectiva deste ensaio ocorre com o material 304L, onde os resultados de dureza convencional estão muito próximos em valores para as três taxas de deformação avaliadas (499 s^{-1} , 646 s^{-1} e 1073 s^{-1}). Por meio da dureza dinâmica plástica estes valores de dureza conseguem ser mais bem resolvidos decorrendo numa maior diferença de dureza em relação a cada aumento da taxa de deformação. TALONEN e colaboradores (2005) citando Guimarães e De Angelis reportam que estes pesquisadores expressam que a produção de discordâncias nas interfaces martensita austenita causam uma acumulação destes defeitos de linha na fase austenítica. Estes defeitos, através dos seus campos elásticos distorcem o reticulado somando para o aumento do endurecimento por trabalho mecânico quando a martensita induzida por deformação está crescendo em quantidade no material. Como o aumento da martensita é gradual da taxa de deformação de 499 s^{-1} (1,75 % em média de fração martensítica), 646 s^{-1} (2,1% em média de fração martensítica) a 1073 s^{-1} (2,9% em média de fração martensítica) o aumento da distorção do reticulado causado pelo endurecimento devido a transformação martensítica mostra valores de aumento paulatinos de DHT115-2 em função do aumento da taxa de deformação. Como observado pelos ensaios dinâmicos existe uma correlação do aumento das tensões para o prosseguimento da deformação plástica com o aumento da taxa de deformação o que pode ser visto por meio dos ensaios de dureza desta tese, onde há uma correlação da estrutura deformada originando as bandas de deformação observadas neste material através de análise de microscopia eletrônica. Desta maneira a maior quantidade de martensita α' causa uma maior distorção na rede resultando num aumento do endurecimento. A taxa do perfeito retorno elástico para esta estrutura mais endurecida é ainda menor, resultando em um Hr mais baixo e conseqüentemente numa dureza DHT115-2 maior. Quanto mais a estrutura apresenta defeitos originados pelos ensaios em altas taxas de deformação menos trabalho plástico ocorre através do ensaio dinâmico plástico,

consequência de uma estrutura mais deformada e endurecida, o que reduz o trabalho plástico da força aplicada por deslocamento do ultramicrodurômetro.

4.3 Discussão dos resultados após ensaios mecânicos

4.3.1 Ensaios estáticos de tração e compressão

Os resultados dos ensaios mecânicos estáticos estão sumarizados nas tabelas 4.15 e tabela 4.17.

Tabela 4.15 - Resultados com as médias e respectivos desvios padrões das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial dos aços em estudo.

Materiais	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
Médias 201LN	422,39 ± 30,17	919,95 ± 43,71	55,33 ± 0,52
Médias 304L	319,43 ± 14,88	773,09 ± 19,76	59,68 ± 4,98

Tabela 4.17 - Resultados com as médias e respectivos desvios padrões das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de compressão uniaxial dos aços em estudo, com interrupção em função do limite de segurança da célula de carga de 50 kN..

Materiais	Limite de Escoamento (MPa)	Deformação (%)
Médias 201LN	443,81 ± 2,85	28,62 ± 0,23
Médias 304L	341,38 ± 4,23	21,33 ± 0,04

O material 201LN é o material de maior resistência mecânica como mostra os valores do limite de escoamento e do limite de resistência à tração. Os ensaios de macrodureza e microdureza confirmam também a maior resistência

a indentação do AIA 201LN em relação ao AIA 304L, resultado esse que mostra uma correlação de maior dureza para com maior resistência mecânica.

As taxas de deformação aplicadas para os ensaios em tração foram de $2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ e as taxas de deformação aplicadas para os ensaios de compressão foram de $1,67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. No trabalho de YOO e colaboradores (2011) os mesmos avaliaram em temperatura ambiente e temperaturas sub zero a relação da taxa de deformação com os fenômenos associados ao efeito *TRIP*, para o aço AISI 304L, na forma como laminado. Os pesquisadores procuraram encontrar a dependência da taxa de deformação acoplada a temperatura a fim de se elucidar o comportamento mecânico do mesmo. Foram realizados, neste trabalho de pesquisa, uma série de ensaios mecânicos de tração a temperatura ambiente sob três diferentes taxas de deformação ($1,6 \times 10^{-4}$, 10^{-3} e 10^{-2} s^{-1}) os resultados mostraram que a resistência à tração apresentou um valor aproximadamente constante enquanto a resistência ao escoamento aumentou com o aumento da taxa de deformação, comportamento este similar ao padrão com relação à sensibilidade a taxa de deformação. No trabalho de SHEN e colaboradores (2012) também se observou um aumento da tensão de escoamento para o aço inoxidável 304 quando houve um aumento da taxa de deformação de $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ para $3 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, onde a tensão de escoamento variou de 300 MPa para 340MPa. Nos resultados dos ensaios estáticos desta tese houve um padrão similar para com a tensão de escoamento dos materiais 304L e 201LN. Houve um aumento da ordem de 20 MPa na tensão de escoamento com o aumento da taxa de deformação de $2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (ensaio de tração) para $1,67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (ensaio de compressão). Os resultados do trabalho de YOO e colaboradores (2011) estão sumarizados na Tabela 2.8, onde as taxas de deformação para os ensaios de tração também variaram de 10^{-4} s^{-1} para 10^{-2} s^{-1} onde a tensão de escoamento teve um ganho aproximado de 23 MPa para o aço AISI 304L. Desta forma os pesquisadores (YOO *et al.*, 2011) associaram que o material em estudo apresenta uma sensibilidade positiva em relação à taxa de deformação. Desta maneira, através dos ensaios mecânicos em regime quase estático desta tese os materiais estudados também apresentam uma sensibilidade positiva em relação à taxa de deformação em regime quase estático.

Quando se compara os valores de resistência fica indubitável a maior resistência mecânica para o material 201LN em relação ao 304L. A explicação não advém da menor estabilidade austenítica do material AISI 304L (efeito *TRIP* facilitado) em relação ao 201LN, comprovado pelos valores de níquel equivalente (Tabela 4.5), temperaturas M_i e M_{d30} (Tabela 4-2) e também pelo valor medido de martensita induzida por plasticidade para o ensaio mecânico estático (Tabela 4.24 e Tabela 4.25). A causa da maior resistência mecânica se origina através das adições conjuntas de manganês e nitrogênio, pois aumentam a resistência mecânica em conjunto com a tenacidade dos aços inoxidáveis (KEMP *et al.*, 1995). Algumas vezes chegando a valores 30% maiores em tensão de escoamento do que o aço AISI 304 (NEW 200 SERIES STEELS, 2005). A contribuição neste aumento de resistência para o aço 201LN é principalmente devida ao nitrogênio, através do nível atômico, devido à distorção causada nos interstícios octaédricos da rede cristalina conduzindo em deformações do reticulado a sua volta. Este elemento apresenta maior capacidade em aumentar a resistência mecânica e o endurecimento em solução sólida em relação ao carbono, possuindo também a capacidade de aumentar a resistência mecânica pelo efeito do tamanho de grão através da relação de Hall-Petch (FRÉCHARD *et al.*, 2007) (SIMMONS, 1995). O aumento acentuado de resistência causado pelo nitrogênio é ainda devido a sua interação com as discordâncias através do aumento das tensões cisalhantes (FRÉCHARD *et al.*, 2007). Outro fator de muita relevância para com o aumento da resistência mecânica é a diminuição da energia de falha de empilhamento, onde tanto os elementos manganês e nitrogênio atuam em diminuir a energia deste defeito, tendo o elemento nitrogênio um papel significativo na equação empírica de PICKERING (1984), apresentada nesta tese (Equação 2-12). Materiais que possuem uma EFE mais baixa apresentam após a deformação plástica maior densidade de discordâncias, distribuição mais uniforme de discordâncias e maior energia armazenada na deformação do que um material de EFE mais alta e deformado nas mesmas condições, ou seja, estes materiais com baixa EFE possuem uma maior taxa de endurecimento por trabalho mecânico (PADILHA, 1997). Quando se analisa o limite de resistência de ambos os materiais estudados nesta tese através dos ensaios de tração,

observa-se um maior endurecimento mecânico para o material 201LN com o aumento da deformação na taxa de deformação de $2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Por final, a partir da medida de tamanho de grão verificou-se que o material 201LN apresentou um menor tamanho de grão comparativamente ao material 304L, o que também se traduz em mais um indicativo para um maior aumento da resistência mecânica em relação ao AIA 304L. Com relação a deformação obtida através dos ensaios de compressão é muito complicada a comparação entre os aços inoxidáveis 201LN e 304L devido aos corpos de prova possuírem diferentes dimensões, e a célula de carga usada (50 kN) não permitiu a deformação de ambos os aços até se atingir a instabilidade plástica em compressão. Portanto, os resultados passam a ser um indicativo, principalmente devido as grandes deformações que os ensaios em regime quase estático apresentam e a validade de comparação em baixas deformações com os ensaios dinâmicos em estudo.

4.3.2 Ensaios dinâmicos

As transformações de fases induzidas por deformação (ϵ e α') aumentaram com o aumento da taxa de deformação tanto para o material 201LN como também para o material 304L, apesar da transformação para o material 201LN se mostrar praticamente insignificante em altas taxas de deformação. Quando se compara a fração de martensita formada em função do aumento da taxa de deformação aplicada, o material 304L apresenta valores maiores de martensita, tanto ϵ como α' , em todas as taxas de deformação alvo estudadas. Os valores das temperaturas M_{d30} (Tabela 4-2) demonstram o porquê do material 304L apresentar um maior efeito *TRIP* (temperaturas M_{d30} mais altas), resultando em uma microestrutura austenítica mais instável através de sua composição química. Por intermédio das equações de DAI e pesquisadores (2004) foi possível identificar a rota de transformação de fase induzida por plasticidade sendo que as fases da martensita ϵ e α' aumentam com o aumento da taxa de deformação para os materiais estudados nesta tese. Com a utilização das técnicas experimentais pode ser verificado o aumento das frações de

martensita (ϵ e α') através da difração de raios X (qualitativamente), EBSD e ferritoscopia (α') para o material 304L, e por EBSD (ϵ e α') e ferritoscopia (α') para o material 201LN, sendo que a martensita α' foi constatada o seu aumento, mesmo que de forma qualitativa por difração de raios X, para o AIA 201LN.

No trabalho de LEBEVEDEV e KOSARCHUK (2000) onde os pesquisadores estudaram a cinética da transformação de fase martensítica tanto para a martensita ϵ como a α' para um aço inoxidável do tipo 18-10, utilizando três modos de carregamento distintos, tração, torção e compressão em duas temperaturas diferentes (298 K) e 77 (K). Na Figura 2.15 no gráfico (b) deste trabalho, revela-se que a fração volumétrica da fase ϵ depende do modo de carregamento, revelando que sob compressão existe uma maior extensão da fase ϵ com a deformação comparada aos demais modos de carregamento (tração e torção), principalmente quando se observa para grandes deformações. No estado pré-falha dos corpos de prova assim como após a falha os pesquisadores não encontraram mais a presença da fase martensítica ϵ . A razão para a diferença observada na cinética da transformação martensítica está relacionada ao tipo de carregamento concluem os pesquisadores. O modo de carregamento tem uma relação com a mudança volumétrica da transformação martensítica. É de conhecimento que a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ é acompanhada por aumento volumétrico ao passo que a transformação $\gamma \rightarrow \epsilon$ é acompanhada por decréscimo volumétrico (PADILHA, GUEDES, 2004); (LEBEVEDEV, KOSARCHUK 2000). Portanto, tensões tratativas promovem a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ enquanto suprimem a transformação $\gamma \rightarrow \epsilon$. Em compressão os processos são invertidos. A martensita ϵ se transformará em baixas deformações tendo um comportamento parabólico com respeito à deformação aplicada, além da transformação martensítica ϵ frequentemente diminuir em altas deformações. Considerando o modo de carregamento sob tração, torção e sob compressão através da Figura 2.15 no gráfico (b), a supressão completa de martensita ϵ aconteceu com valores de 27, 31 e 54% de deformação respectivamente, o que revela a maior extensão da formação da martensita ϵ no modo compressivo em relação aos demais. A

martensita α' , de uma forma geral, tem um comportamento sigmoidal, como mostra a Figura 2.15 no gráfico (a), de transformação com respeito à deformação para os três modos de carregamento avaliados.

O efeito da taxa de deformação sobre a transformação martensítica induzida por plasticidade foi estudado por vários pesquisadores. No trabalho de TALONEN e colaboradores (2005) os mesmos estudaram o efeito do aumento da taxa de deformação sob ensaios uniaxiais de tração, no regime de 3×10^{-4} a $2 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$, nos aços inoxidáveis 304 e 301LN. Através dos resultados obtidos com relação à fração volumétrica de martensita α' os autores observaram uma diminuição da fração de martensita com o aumento da taxa de deformação, sendo sugerido que a causa ocorreria pelo aumento da temperatura devido ao aquecimento adiabático promovido pelas altas taxas de deformação. A supressão da plasticidade induzida por deformação acabou por afetar o aumento do endurecimento por trabalho mecânico. Consequentemente, a resistência à tração e a ductilidade diminuíram. Neste trabalho é interessante o apontamento comparativo entre três taxas de deformação distintas, pois os autores comparam uma alta taxa de deformação ($2 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$) em relação a taxa de deformação intermediária (1 s^{-1}) e baixa taxa de deformação (3×10^{-4}). Os pesquisadores também observaram que os respectivos materiais apresentaram aumento da resistência ao escoamento com o aumento da taxa de deformação, indicando que os materiais apresentam uma sensibilidade positiva ao aumento da taxa de deformação.

LEE e LIN (2001),(2002) estudaram o comportamento de um aço AISI 304L sob altas taxas de deformação utilizando a barra Hopkinson sob carregamento compressivo onde as taxas de deformação aplicadas variaram de $8 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ passando por $2,3 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ chegando até $4,8 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$. Os resultados desta tese, para o material 304L, se mostraram similares AIA AISI 304L dos respectivos pesquisadores, onde com o aumento da taxa de deformação (ensaios dinâmicos) aumentaram as bandas de cisalhamento (bandas de deformação) e consequentemente se aumentou a fração volumétrica de martensita. A composição química do material estudado por LEE e LIN (2001),(2002) possui a seguinte faixa de composição 17,91% Cr; 9,21% Ni; 1,47% Mn; 0,41% Si; 0,23% Mo; 0,09% V; 0,021% P; 0,024 S; 0,034% C. Os resultados para a taxa

de deformação de $8 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ encontraram um valor máximo para a percentagem da fração volumétrica de martensita da ordem de 2%, valores muito próximos aos encontrados para a taxa de deformação alvo de 700 s^{-1} do material 304L desta tese. O material dos pesquisadores LEE e LIN (2001),(2002) foi recozido por 30 min a $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ e depois temperado em água. A dureza deste material foi medida antes se de começarem os ensaios de impacto onde o valor obtido foi de 26 HRC. Foram realizados ensaios posteriores de dureza onde para valores de 2 % de martensita formada encontram uma dureza de 37 HRC, após impactado em barra hopkinson na taxa de deformação de $8 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$. LEE e LIN (2001),(2002) também propõem o modelo de transformação martensítica baseado no seguinte mecanismo de transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$. Um arranjo planar de discordâncias, bandas de cisalhamento e martensita ε são observadas em deformações verdadeiras de 0,05 sob a taxa de deformação de 800 s^{-1} . Os pesquisadores concluem que devido à alta estabilidade da austenita do aço estudado as frações volumétricas de martensita α' foram menores que 0,04 e que nesta quantidade exercem pouca influência na resposta mecânica do material. O aumento da fração volumétrica de martensita α' formada com o aumento da taxa de deformação, através dos ensaios dinâmicos, demonstram os pesquisadores que o efeito do aquecimento adiabático não afeta a transformação martensítica de forma a diminuir a sua quantidade com o aumento da taxa de deformação.

VÁZQUEZ-FERNANDÉZ *et al.*, (2019) estudaram o comportamento do aço AISI 301LN sob diferentes taxas de deformação e observaram que em baixas taxas de deformação (regime quase estático $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ e $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) a taxa de endurecimento aumenta rapidamente por volta de 0,05 de deformação verdadeira enquanto em taxas de deformação mais altas (1 s^{-1} e 1400 s^{-1}) o aumento da taxa de endurecimento ocorre de maneira muito mais suave. A taxa de deformação de 1400 s^{-1} foi obtida com o uso da barra hopkinson bi partida sob o modo de carregamento em tração. O aumento rápido na taxa de endurecimento por deformação observada em baixas taxas de deformação é consequência do intenso aumento da taxa de transformação de fase martensítica que começa em deformações verdadeiras da ordem de 0,05. Com a taxa de deformação dentro do regime dinâmico (1 s^{-1} e 1400 s^{-1}), onde já se

considera um regime adiabático, a taxa de transformação de fase de austenita para martensita α' é reduzida em relação as taxas de deformação do regime quase estático. Observa-se que resistência máxima a tração do material diminuiu. Na Figura 2.21 (a) são mostradas, as curvas tensão – deformação verdadeiras sob diferentes taxas de deformação, e com relação ao gráfico (b), as curvas de taxa de endurecimento por deformação com relação à deformação verdadeira. Pode se observar o aumento da tensão de escoamento com o aumento da taxa de deformação para o gráfico (a), o que demonstra a sensibilidade positiva deste material em relação à taxa de deformação.

VÁZQUEZ-FERNANDÉZ *et al.*, (2019) calcularam o aumento de temperatura como função da deformação verdadeira para os ensaios realizados nas taxas de 1 s^{-1} e 1400 s^{-1} e chegaram a conclusão que os valores de aumento de temperatura ficaram muito próximos. A diferença entre o aumento da temperatura na taxa de 1 s^{-1} e 1400 s^{-1} foi da ordem de apenas 2,5 K de diferença, ou seja, houve um aumento de temperatura de 45 K e 47,5 K para as amostras respectivamente. Para o ensaio na taxa de deformação mais baixa ($2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) o corpo de prova foi monitorado com o auxílio de termopares do tipo K soldados na superfície do mesmo. A medida da temperatura foi realizada até o final do ensaio com a ruptura do corpo de prova. Valores muito próximos de temperatura foram encontrados no corpo de prova monitorado para com aquele calculado de taxa de deformação de 1 s^{-1} . Uma diferença máxima de 5 K de temperatura foi verificada entre eles, tendo o corpo de prova que foi submetido a uma maior taxa de deformação temperatura superior. Baseando-se nas medidas da fração volumétrica da martensita α' entre todos os corpos de prova submetidos às diferentes taxas de deformação, uma menor fração volumétrica foi encontrada quanto maior foi à taxa de deformação aplicada. A mesma tendência com relação à fração volumétrica de martensita α' ocorreu quando FERREIRA *et al.*, (2004) estudaram diferentes taxas de deformação em regime quase estático e dinâmico para o aço AISI 304 através de um carregamento em compressão. Os resultados ficaram evidentes mostrando que sob-regime quase estático houve uma maior quantidade de

martensita α' formada com relação ao ensaio dinâmico. Os mesmos pesquisadores encontraram nos ensaios que envolveram taxas de deformação mais altas (regime dinâmico) uma maior quantidade de discordâncias parciais em relação às discordâncias perfeitas, foi sugerido que a nucleação e movimento de discordâncias parciais se tornou mais fácil em altas taxas de deformação. Um maior número de falhas de empilhamento se formou, conjuntamente com uma maior fração volumétrica de martensita ϵ ; e a maclagem se tornou o principal modo de deformação. Os mecanismos de deformação ativos incluindo maclagem, transformação de fase martensítica, deslizamento de discordâncias e suas resistências relativas para com a matriz são influenciadas diretamente pela taxa de deformação. Em altas taxas de deformação como encontrados em processos dinâmicos, o deslizamento de discordâncias torna-se incrivelmente mais difícil devido à redução da ativação térmica e dos efeitos de arraste (dificuldade das discordâncias em se mover, discordâncias se deslocam e aumentam em densidade), resistência, ao passo que a tensão requerida para a maclagem não sofre muita influência pela taxa de deformação. Portanto, em mais altas taxas de deformação a maclagem torna-se um processo mais favorável do que o deslizamento de discordâncias (SHEN *et al.*, 2012), mesmo em baixas deformações plásticas onde o aquecimento adiabático ainda não elevou a temperatura do material de forma suficiente, tornando a energia de falha de empilhamento essencialmente constante (VÁSQUEZ-FERNANDEZ *et al.*, 2019). Como mencionado anteriormente, foi observado através de micrografia por microscopia eletrônica de varredura por elétrons secundários a presença de macla mecânica no material 304L desta tese sob a taxa de deformação de 1073 s^{-1} (Figura 4.40).

ACHARYA e pesquisadores (2019) estudaram dois AIs denominados AISI 304L e AISI 316LN em altas taxas de deformação sob diferentes taxas de carregamento. Estas taxas variaram de 700 s^{-1} a 3000 s^{-1} com o uso da barra Hopkinson bipartida sob o modo de carregamento em compressão uniaxial em temperatura ambiente. Após as amostras serem impactadas foi utilizado o equipamento de emissão magnética de Barkhausen para a medida magnética da fase martensita α' determinando assim a sua fração volumétrica nas respectivas amostras ensaiadas. Na Figura 2.23 são mostradas as curvas

obtidas em diversas taxas de deformação para o material AISI SS304L. A composição química do material AISI 304L estudado por ACHARYA e colaboradores (2019) possui a seguinte composição 18,4% Cr; 11,33% Ni; 1,43% Mn; 0,5% Si; 0,008% P; 0,005 S; 0,025% C. Os resultados indicaram que houve um aumento da transformação martensítica com o aumento da taxa de deformação até a taxa de 1800 s^{-1} , onde existe o ponto de saturação, com percentagem de fase martensítica α' variando entre 10 a 12%. Com o conseqüente aumento da taxa de deformação há um decaimento da transformação de fase induzida por deformação até alcançar valores irrisórios na taxa de deformação de 3000 s^{-1} (Figura 2.25). Os valores de dureza obtidos para este material começam no valor de 300 HV para a taxa de deformação de 600 s^{-1} chegando ao patamar máximo de 370 HV na taxa de deformação 1800 s^{-1} . Com o conseqüente aumento da taxa de deformação ocorre um declínio gradual na dureza até alcançar o valor de 350 HV na taxa de deformação de 3000 s^{-1} (Figura 2.26). Os autores revelam que entre 600 s^{-1} a 1800 s^{-1} houve um ganho no aumento da dureza de 23%. Os resultados para o material 304L desta respectiva tese estão relativamente similares com relação à forma da curva tensão-deformação dinâmica, com valores de deformação muito análogos para a taxa de deformação de 646 s^{-1} (Figura 4.24), em comparação ao material AISI 304L de ACHARYA e pesquisadores (2019) (Figura 2.23), na taxa de deformação de 700 s^{-1} . O material desta tese apresentou tensões mais elevadas para a taxa de 646 s^{-1} (Figura 4.24) com o aumento da deformação em comparação ao material dos pesquisadores em questão. Com relação à fração volumétrica de martensita, os resultados ficam próximos, com uma quantidade da ordem de 2 % para o material 304L da tese, ao passo que o material de ACHARYA e colaboradores (2019) ficam na ordem de 3% de fração volumétrica de martensítica induzida por deformação, através do ensaio dinâmico com a taxa de 700 s^{-1} . Apesar de um menor valor de plasticidade induzida por transformação para o respectivo material da tese os valores das tensões (*flow stress*) são maiores com o aumento da deformação, indicando possivelmente que outros mecanismos de endurecimento operam em conjunto a transformação de fases. Importante salientar que os autores do estudo não relatam o aparecimento de maclagem mecânica, mas indicam que a

transformação de fase induzida por plasticidade segue o mecanismo $\gamma \rightarrow \alpha'$. O material AISI SS316LN, estudado sob as mesmas condições de carregamento ao AISI SS 304L apresentou valores quase imperceptíveis de transformação de fase induzida por plasticidade. Quando a comparação diz respeito à curva acima do patamar de escoamento (*flow curve*), entre os dois materiais, as tensões acima do patamar de escoamento (*flow stress*) do material AISI SS304L demonstram valores maiores quando comparadas as tensões acima do patamar de escoamento do material AISI SS316LN em quase todas as taxas de deformação alcançadas ($700 \text{ s}^{-1} - 3000 \text{ s}^{-1}$), um indicativo que a transformação de fase induzida por deformação tem um papel significativo em aumentar as tensões e a capacidade de endurecimento em conjunto com as deformações, para cada taxa de deformação aplicada.

Como pode ser percebido até o momento os resultados são escassos para os materiais da classe Fe-Cr-Mn-Ni-N especificados como a série 200 dos inoxidáveis austeníticos. Dificilmente se encontra publicações científicas em altas taxas de deformação para esta classe de materiais. O único trabalho encontrado envolvendo variação de taxa de deformação em regime quase estático para o regime dinâmico foi por meio do trabalho de ALTURK e colaboradores (2017). Os autores investigaram a influência da taxa de deformação e da transformação de fase induzida por deformação sobre as propriedades mecânicas no aço inoxidável austenítico 201. Este material foi ensaiado em um regime quase estático ($5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), em duas taxas de deformação intermediárias (10^0 s^{-1} e 10^1 s^{-1}) e em uma alta taxa de deformação ($5 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$), todos sob o modo de carregamento em tração. Medidas magnéticas e por difratometria de raios x foram usadas para a quantificação da transformação de fase martensítica. O ensaio em alta taxa de deformação primeiramente foi executado na barra Hopkinson bi partida sob carregamento trativo, mas o corpo de prova não chegou a se romper. Desta forma, o ensaio em alta taxa de carregamento foi realizado em uma máquina por controle servo hidráulico. As curvas tensão deformação de engenharia geradas graficamente a partir dos ensaios mecânicos são reveladas na Figura 2.27. Os resultados demonstram que o aço inoxidável 201LN quando submetido a taxas de deformação intermediárias e altas que há uma clara inibição da transformação

martensítica induzida por deformação, o que pode ser explicado pela diminuição do efeito *TRIP* através do aquecimento adiabático. Usando a difração de raios X e a ferritoscopia para a medição da fração volumétrica de martensita presente no material em estudo observa-se na Figura 2.28 que apenas no regime quase estático de deformação ocorre transformação martensítica considerável no aço inoxidável 201. Estes resultados podem ser comparados com o material 201LN desta tese, pois o mesmo apresentou uma forte diminuição da transformação martensítica induzida por plasticidade do regime quase estático em compressão (taxa de deformação $1,67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) em relação às taxas de deformação alvo do ensaio dinâmico. Quando se compara apenas a faixa de taxa de deformação dos ensaios dinâmicos para o material 201LN desta tese observa-se um aumento da plasticidade induzida por transformação quando a taxa de deformação sai de 500 s^{-1} para a taxa alvo de 1000 s^{-1} . Este comportamento também é observado no trabalho de LEE e LIN (2001)(2002), no trabalho de ACHARYA e pesquisadores (2019) onde ambos utilizam o aço AISI 304L submetido ao carregamento dinâmico em altas taxas de deformação. Este comportamento também se mostrou similar para o aço 304L desta tese, onde o aumento da taxa de deformação em regime dinâmico também aumentou a fração volumétrica de martensita. O que se observa para os materiais em estudo desta tese é que existe um concomitante aumento das tensões com um consequente aumento das deformações com o aumento das taxas de deformação (Figura 4.19, Figura 4.24,

Figura 4.29). Durante a deformação plástica a densidade de discordâncias (ou de defeitos cristalinos) e em consequência, a densidade de falhas de empilhamento dentro do material aumentam com o grau de deformação. O processo de interações entre as discordâncias dentro das bandas de deformação formadas aumenta concomitantemente com a taxa de deformação aplicada, o que resulta no aumento dos sítios de nucleação para a martensita induzida por plasticidade surtindo em maiores frações de martensita com o aumento da taxa de deformação. O efeito geral, comum, do aumento da taxa de deformação sobre a resistência mecânica ocorre devido direta proporcionalidade entre a taxa de deformação e a velocidade das discordâncias. Quando os materiais metálicos são submetidos às altas taxas,

de uma forma geral, a velocidade das discordâncias é maior o que resulta também no aumento da densidade das discordâncias quando as mesmas acabam por se deslocar. As relações entre as velocidades das discordâncias e a tensão cisalhante crítica resolvida tem sido estudadas exaustivamente em publicações científicas. O trabalho clássico de Gilman e Johnston publicado no livro *Dynamic behavior of Materials* (MEYERS, 1994) em um monocristal de fluoreto de lítio onde os pesquisadores conseguiram medir a velocidade das discordâncias em cunha e helicoidais em função da tensão cisalhante aplicada elucida perfeitamente o fenômeno. Os respectivos pesquisadores mostraram a relação entre o aumento da velocidade das discordâncias ocorrendo com um conseqüente aumento da tensão cisalhante crítica resolvida. Diversos trabalhos foram publicados posteriormente com muitas relações sendo derivadas, mas todas assumindo que a velocidade de movimento das discordâncias é diretamente proporcional à tensão cisalhante crítica resolvida. Portanto, quando os materiais são submetidos às altas taxas de carregamento, tensões mais altas são necessárias para sobrepor a tensão cisalhante crítica resolvida para mover as discordâncias na velocidade requerida pelas altas taxas de deformação.

Com relação ao aço inoxidável austenítico 201LN desta tese, no qual este apresentou uma pequena transformação de fase induzida por deformações em altas taxas de carregamento, o maior aumento das tensões em funções das deformações para com o aumento da taxa de deformação pode ser resultado da sua muito baixa energia de empilhamento, principalmente em relação ao material 304L, através equação empírica de PICKERING (1984) (Tabela 4.7). Com o maior aumento das bandas de deformação com o aumento da taxa de deformação existe uma maior densidade de falhas de empilhamento que se formam através das discordâncias parciais de *Schokley*. Como a energia de falha de empilhamento é extremamente baixa, as discordâncias parciais estão muito separadas. A energia associada à falha ou o defeito de empilhamento é inversamente proporcional à extensão da falha ou a distância entre essas mesmas discordâncias de *Shockley* (DIETER, 1988). Estas discordâncias parciais tendem a se repelir enquanto a tensão superficial da falha tem o papel de as aproximarem encontrando uma separação de equilíbrio ditada

fundamentalmente pela energia de falha. Desta forma como as discordâncias estão relativamente bem afastadas é difícil ocorrer o processo de escorregamento cruzado e a eliminação destas falhas de empilhamento por este processo de formação de discordâncias imperfeitas. Consequentemente, as discordâncias formadas no processo de deslizamento são confinadas em uma fina banda de deformação, o que resulta em um extenso empilhamento de discordâncias que são barradas por obstáculos na estrutura cristalina como os defeitos bidimensionais de contornos de macla e de grãos. Estes grandes empilhamentos de discordâncias geram tensões muito altas devido aos campos de tensões elásticas destas discordâncias que se distribuem por longas distâncias dentro dos grãos o que resulta em uma alta taxa de endurecimento com o prosseguimento da deformação, como observado (Figura 4.19, Figura 4.24,

Figura 4.29) através do aumento instantâneo das tensões requeridas para continuar deformando plasticamente o material 201LN. Mais do que isso, o processo de formação de falhas de empilhamento em metais com baixa EFE, como os materiais desta tese, é mais provável, conjuntamente com a formação de maclas mecânicas e formação da martensita ϵ (TALONEN, HANNINEN, 2007). Portanto, mesmo uma falha de empilhamento simples (intrínseca) tem uma camada muito fina de fase cristalina hexagonal compacta (BCBC) a qual pode ser considerada como um núcleo de martensita ϵ (BROOKS, LORETTO, SMALLMAN, 1979). Uma estrutura com alta densidade de defeitos é normalmente observada em aços com fenômeno *TRIP* que contém a martensita ϵ . Segundo MARTIN e pesquisadores (2011) a relação entre a presença da martensita ϵ e a presença de falhas de empilhamento foi primeiramente apontada por Otte (1957). A martensita ϵ perfeita cresce se falhas de empilhamento intrínsecas se sobrepõem com regularidade sobre toda a família de planos secundários $\{111\}$ (BROOKS, LORETTO, SMALLMAN, 1979). Por conseguinte, devido ao progressivo aumento de falhas de empilhamento e de maclas nos planos de escorregamento que se interceptam durante a deformação, significa que mais obstáculos surgem com o progressivo aumento da deformação com a taxa de deformação, resultando em um alto endurecimento por deformação mecânica.

Outro papel importante na comparação entre os materiais 304L e 201LN em relação ao efeito *TRIP* diz respeito ao tamanho de grão medido, no qual o material 201LN apresentou um tamanho de grão menor em relação ao 304L. Desta forma, para o material 201LN haverá um aumento da resistência da austenita para se deformar plasticamente tanto local como macroscopicamente. Este aumento de resistência dificultará a transformação martensítica através de um aumento de uma energia livre não química que se opõe a transformação (BROFMAN; ANSELL, 1983). Ademais, numerosos elementos microestruturais podem agir como obstáculos para com a interface martensítica, afetando sua mobilidade e sua cinética de transformação. A estabilidade da austenita é controlada pela quantidade e também pelos tipos dos elementos de liga, tendo estes um papel crucial na determinação da força motriz crítica para a nucleação da martensita. Desta maneira, os elementos químicos que causam o aumento de resistência por solução sólida, como o nitrogênio e o manganês para o aço inoxidável 201LN, afetam a nucleação da martensita por criar um aumento de resistência ao movimento das discordâncias envolvidas no processo de nucleação (GHOSH; OLSON, 1994).

Quando se observa as curvas tensão deformação dinâmicas obtidas para as taxas de deformação alvo estudadas neste trabalho, nota-se de uma forma clara que as curvas apresentam oscilações a partir do patamar de escoamento destes materiais. Estas oscilações são resultado da dispersão que ocorre principalmente para os sinais obtidos dos pulsos incidentes e refletidos por meio do ensaio em barra Hopkinson (CHEN *et al.*, 2003). Quando uma onda compressiva se propaga ao longo do eixo da barra de pressão Hopkinson, o material da barra sofre deslocamentos, estes são descritos pela energia cinética axial imposta pelo impacto. Estes deslocamentos axiais resultam em deslocamentos radiais devido ao efeito de Poisson. A aceleração radial resultante desta energia cinética axial, através dos deslocamentos sofridos pela barra, por sua vez causa tensões induzidas por inércia na direção axial. Esses efeitos bidimensionais, numa premissa de propagação de onda unidimensional resultam na dispersão de ondas quando estas se propagam ao longo do comprimento das barras. Os efeitos de dispersão se acumulam quando as ondas se propagam por distâncias maiores e se tornam mais significantes

quando o diâmetro da barra aumenta. Um pulso retangular ideal gerado pelo impacto da barra projétil (barra de impacto) na barra incidente é composto por um espectro de frequências. Cada componente de frequência tem sua própria velocidade de propagação. Os componentes de mais alta frequência do pulso acabam por gerar um atraso (*Lag time*) em relação às componentes de frequência mais baixa após percorrer determinada distância, resultando em uma forma de onda distorcida que resulta no efeito de dispersão das ondas. A amplitude da tensão axial extra produzida pela inércia radial depende da densidade, da deformação, da taxa de deformação e do raio do corpo de prova. O efeito da dispersão nos sinais captados pelos pulsos incidentes é menor do que aqueles referentes aos pulsos dos sinais refletidos, simplesmente porque as ondas (pulsos) referentes aos sinais refletidos percorrem uma distância maior até serem captadas pelo extensômetro fixado na barra incidente. Quando se analisa a dispersão referente aos pulsos transmitidos há uma redução significativa desta dispersão. Ocorre que para materiais dúcteis, como os utilizados neste respectivo trabalho, o corpo de prova atua como se fosse um filtro, diminuindo o espectro das frequências da frente de ondas (pulsos) que serão captados pelo extensômetro fixado na barra de transmissão. Por conseguinte, quando analisamos os gráficos relacionados ao equilíbrio de forças entre a face incidente e oposta ao impacto, fica nítido que a alta variação de força na face incidente da amostra se deve ao efeito da dispersão de ondas. Os cálculos referentes à face de impacto utilizam os sinais captados pelo pulso incidente e pelo pulso refletido, os que mais sofrem com a dispersão ao longo do comprimento da barra de pressão. Nota-se que a variação da força calculada aumenta com o aumento da taxa de deformação em função do tempo. Os sinais referentes à face oposta ao impacto que resultam dos pulsos transmitidos através dos corpos de prova de ambos os inoxidáveis, sendo estes sinais captados pelo extensômetro fixado na barra de transmissão. De uma forma clara, quando olhamos os gráficos do equilíbrio de forças em relação ao tempo para os materiais estudados nesta tese se observa que a força referente à face oposta ao impacto não apresenta flutuação, sendo praticamente constante. Desta maneira, quando se analisa os resultados de difração de raios X entre as duas faces dos corpos de prova impactados se

identifica a razão de geralmente ocorrer diminuição da intensidade dos picos difração, principalmente em relação aos planos difratados referentes à martensita α' fundamentalmente para a taxa de deformação alvo de 1000 s^{-1} . O ensaio de ferritoscopia confirma por meio de quantificação que há uma maior quantidade de martensita α' formada na superfície de impacto em relação à superfície oposta, sendo esta diferença muito pequena entre as faces analisadas. Este fenômeno local traduzido pela propagação e reverberação de ondas dentro dos materiais ensaiados não invalidam os resultados, pois os corpos de prova apresentam o equilíbrio dinâmico necessário para a validação dos valores obtidos através das curvas tensão deformação dinâmicas tanto para a tensão como para a deformação. O grande efeito de dispersão dos sinais refletidos também pode ser verificado nos gráficos plotados de taxa de deformação por deformação. Uma vez sendo alcançado o equilíbrio de tensões na amostra, o cálculo da taxa de deformação obtido através do ensaio dinâmico pode ser computado com os sinais refletidos captados pelo extensômetro fixado na barra incidente.

5. CONCLUSÕES

Deste estudo sobre a avaliação do efeito *TRIP* nos aços inoxidáveis 304L e ASTM 201LN sob o contexto de altas taxas de deformação em temperatura ambiente, pôde-se concluir que:

- As transformações de fases induzidas por plasticidade neste trabalho resultaram na transformação de fase martensítica ε e α' para ambos os materiais estudados.
- O material ASTM 201LN possui maior resistência mecânica em comparação ao material 304L. O módulo de elasticidade, o módulo de cisalhamento e o coeficiente de Poisson do material 304L são maiores quando comparados com o material ASTM 201LN.
- O material 201LN se mostrou mais estável metalurgicamente a transformação de fase em altas taxas de deformação também devido ao um maior aumento da temperatura devido ao efeito adiabático nas altas taxas de deformação estudadas.
- Com o aumento da taxa de deformação, através dos ensaios dinâmicos, há um aparente aumento das frações de fases martensíticas ε e α' para ambos os materiais, baseado nas fases evidenciadas pela difração de Raios X através das intensidades dos respectivos picos e em função da tendência dos valores obtidos nas medidas de ferritoscopia e EBSD. Medidas de ferritoscopia não são adequadas para quantificação de fases para materiais que apresentam um gradiente de evolução microestrutural relacionada à formação de fase ferromagnética (martensita α' nos aços em estudo), em função da sua característica volumétrica de detecção em profundidades significativas abaixo da região de contato da sonda.

- Quando os aços inoxidáveis são comparados sob a ótica de aumento da taxa de deformação em regime quase estático para o regime dinâmico há uma supressão da plasticidade induzindo transformação.
- O material 304L se mostrou mais instável metalurgicamente do ponto de vista microestrutural onde houve uma maior fração martensítica formada tanto nos ensaios em regime quase estático como em regime dinâmico.
- Os aços inoxidáveis estudados nesta tese apresentam uma sensibilidade positiva à taxa de deformação, sendo esta sensibilidade maior para o material ASTM 201LN.
- Há um desequilíbrio na transformação de fase martensítica entre a face de impacto e oposta ao impacto, referentes aos corpos de prova, que aumenta com o aumento da taxa de deformação devido ao fenômeno de dispersão de ondas. Este desequilíbrio não afeta a confiabilidade dos ensaios dinâmicos onde os mesmos operam em equilíbrio de forças entre a face de impacto e oposta ao impacto. As taxas de deformação obtidas são constantes ao longo dos experimentos.
- Os valores da dureza convencional (HT115) assim como da dureza dinâmica plástica (DHT115-2) são maiores para o material ASTM 201LN em comparação ao material 304L. O aumento da dureza convencional (HT115) e da dureza dinâmica plástica (DHT115-2) com o aumento da taxa de deformação aplicada é maior para o material ASTM 201LN em comparação ao material 304L.
- O fator mais importante para as aplicações automotivas está associado com a taxa de deformação entre 500 s^{-1} a 1000 s^{-1} , taxas estas relacionadas aos impactos automotivos sob deformações máximas de 10 %. Sob estas condições de contorno a energia absorvida por unidade de volume foi avaliada para ambos os materiais. Na taxa de deformação alvo de 500 s^{-1} , a energia absorvida, sob o contexto da área abaixo da curva

tensão deformação dinâmica, através do carregamento em compressão, resultou na equivalência nos valores em energia absorvida por unidade de volume para os materiais estudados. Com o conseqüente aumento na taxa alvo de deformação (700 s^{-1} - 1000 s^{-1}) há um aumento da energia absorvida para o material ASTM 201LN por unidade de volume. A diferença entre a energia absorvida fica maior para o material ASTM 201LN quanto mais alta é a taxa de deformação alvo alcançada.

6. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Com base no trabalho realizado e resultados analisados, sugerem-se os seguintes estudos e avaliações complementares:

- Análises de mesotextura via EBSD/MEV considerando um menor *Step Size* ou em configuração do detector de alta resolução para melhor definição quanto a relações de orientação da morfologia das fases martensíticas ε e α' com a fase austenita que lhe deu origem.
- Análise microestrutural de microscopia eletrônica de transmissão (MET) com o objetivo de avaliar as bandas de cisalhamento (bandas de deformação) e seus respectivos defeitos como as falhas de empilhamento, densidade de discordâncias, maclas mecânicas, formação/morfologia da martensita ε e da martensita α' em função da fase austenítica que lhe deu origem.
- Avaliação do comportamento mecânico sob altas taxas de deformação (500 s^{-1} , 700 s^{-1} e 1000 s^{-1}) e do efeito *TRIP* para os aços inoxidáveis 304L e 201LN em temperaturas de $0 \text{ }^\circ\text{C}$ até -20°C .
- Avaliação da tenacidade dinâmica sob taxas de deformação muito altas ($>10^5 \text{ s}^{-1}$) com suas respectivas respostas mecânicas através das curvas tensão deformação e demais fenômenos microestruturais envolvidos.
- Correlação de ensaios balísticos para ambos os materiais utilizando a técnica do canhão a gás com a respectiva resposta microestrutural associada.

7. REFERÊNCIAS

ALVES, J.M. **Quantificação de Fase e Tensão Residual em Aço TRIP após Deformação por Laminação e Tração**, Tese de Doutorado, IME, Rio de Janeiro, 2018.

ANDERSSON, R. **Deformation Characteristics of Stainless Steels**. Tese (Doutorado). Lulea University of Technology, Sweden; 2005 – pp. 132 .

ANDERSSON, R.; SHEDIN, E.; OCKLUND, J.; PERSSON, A; **The Applicability of Stainless Steel for Crash Absorbing Components**. SAE Technical Paper Series 724 (2010).

ANGEL, T. **Formation of Martensite in Austenitic Stainless Steels**. Journal of Iron and Steel Institute – (177) 1954, pp. 165–74.

ASM SPECIALTY HANDBOOK: **Stainless Steels**, ed. by J.R DAVIS, ASM International, Materials Park, Ohio, 1994.

ASM METALS HANDBOOK: **Mechanical Testing and Evaluation**, Park, Oklahoma, vol.8. 2000.

ASM METALS HANDBOOK: **Metallography and Microstructures**, Park, Oklahoma, vol.9. 2000.

ASTM E 112-13 **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**. ASTM International, West Conshohocken – United States, 2013.

ASTM E 494-15. **Standard Practice for Measuring Ultrasonic Velocity in Materials**. ASTM International, West Conshohocken – United States, 2015.

ASTM A666-15 – **Standard Specification for Annealed or Cold – Worked Austenitic Stainless Steel Sheet, Strip, Plate and Flat Bar**. ASTM International, West Conshohocken – United States, 2015

ANTUNES, J.M.; CAVALEIRO, A.; MENEZES, L.F.; SIMÕES, M.I.; FERNANDES, J.V; **Ultramicrohardness testing procedure with Vickers indenter**, *Surface & Coatings Technology*, 149 (2002), p. 27-35.

BALACHANDRAN, M.L.; BATHIA, N.B.; BALLAU P.; KRISHNA, R. **Processing Nickel Free High Nitrogen Austenitic Stainless Steels through Conventional Eletroslag Remelting Process**, *ISIJ International*, 40(2000), pp.478-483.

BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R; **Steels – Microstructure and Properties**, third ed. Edward Arnold, London, 2006

BEHJATI, P.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. **Application of Martensitic Transformation Fundamentals to Select Appropriate Alloys for Grain Refining Through Martensite Thermomechanical Treatment.** Metallurgical and Materials Transactions A. - [s.l.] : The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2013 - vol. 44A. - pp. 3524-3531.

BIGDELI KARIMI, M.; H, ARABI.; KHOSRAVANI, A.; SAMEI, J. **Effect of rolling strain on transformation induced plasticity of austenite to martensite in a high-alloy austenitic steel.** Journal of Materials Processing Technology, 2008 - v. 203, n. 1–3, p. 349–354.

BROFMAN, P. J.; ANSELL, G. S. **On the Effect of Fine Grain Size on the Ms Temperature in Fe-27Ni-O.025C Alloys.** Metallurgical Transactions - 1983 pp. 1929–1931.

BROOKS, J. W.; LORETTO, M. H.; SMALLMAN, R. E. **Direct observation of martensitic nuclei in stainless steels.** Acta Metallurgica, 27 – 1979, pp.1839-1847.

CHARLES, J.; MITHIEUX, J.D.; KRAUTSCHICK, J.; SUUTALA, N.; ANTONIO SIMÓN J.; VAN HECKE B.; PAULY, T. **A new european 200 series standard to substitute 304 austenitic** Rev. Met. Paris, 2009 - vol. 106 - pp. 90-98.

CHEN, W.; SONG, B. **Split Hopkinson (Kolsky Bar), Design, Testing and Applications.** Mechanical Engineering Series. 2011.

CHEN, W.; SONG, B.; FREW, D.J.; FORRESTAL, J.M. **Dynamic Small Strain Measurements of a Metal Specimen with Split Hopkinson Pressure Bar.** Technical Note.

CHOI, I.; BRUCE, D.; KIM, S.; KIM, C.; PARK, S.; MATLOCK, D.; SPEER J. **Deformation behavior of low carbon TRIP sheet steels at high strain rates.** ISIJ Int - 2002 42 (12) pp.1483–1489.

COHEN, M.; WAYMAN, M.C. **Fundamentals of Martensitic Reactions** US-China Bilateral Metallurgy Conference - [s.l.] : Treatises in Metallurgy, 1981.

DAI, Q.X.; CHENG, X.N.; ZHAO, Y.T.; LUO, X.M.; YUAN, Z.Z. **Design of martensite transformation temperature by calculation for austenitic steels.** Materials Characterization, 2004 - v. 52, pp. 349–354.

DAS, A.; CHAKRABORTI, P.C.; TARAFDER, F.; BHADESHIA, H.K.D.H. **Analysis of deformation induced martensitic transformation in stainless steels.** Materials Science and Technology, 2010 - v. 27, n. 1, pp. 366–370.

DATTA, K.; DELHEZ, R.; BRONSVELD, P.M., BEYER, J.; GEIJSELAERS H.J.M.; POST, J. **A low-temperature study to examine the role of e - martensite during strain-induced transformations in metastable austenitic stainless steels.** Acta Materialia, 2009. v. 57, n. 11, pp. 3321–3326, 2009.

DAVIES, D.H.; HUNTER, S.C. **The dynamic compression testing of solids by the method of the split Hopkinson pressure bar (SHPB)**. J. Mech. Phys.Solids, 1963 – v.11, pp.155–179.

DIETER G.E. **Mechanical Metallurgy**. 1988.

DISCHINO, A.; KENNY, J.M. **Effect of Grain Size on the Corrosion Resistance of a High Nitrogen Low Nickel Austenitic Stainless Steel**. J.Mater.Sci.Lett., 2002 - vol. 21 - pp. 1631-1634.

GHOSH, G.; OLSON, G. B. **Kinetics of f.c.c – b.c.c heterogeneous martensitic nucleation – I. The critical driving force for athermal nucleation** -1994, v. 42, n. 10, pp. 3361–3370.

FEREZIN, J.W.; **Estudo por difratometria de raios-x da transformação martensítica induzida por deformação de dois aços inoxidáveis austeníticos**,
Trabalho de Conclusão de curso, Centro Universitário FEI, São Bernardo do Campo/SP (2016), pp.96.

FERREIRA, P.J.; VANDER; SANDE, J.B.; AMARAL; FORTES, M.; KYROLAINEN, A. **Microstructure Development During High-Velocity Deformation**. Metallurgical and Materials Transactions A – 2004, vol 35 (10), pp.3091-3101.

FOLLANSBEE, P.S **"The Hopkinson Bar" Mechanical Testing, Metals Handbook**, 9th ed., vol 8, pp - 198-217. Metals Park, Ohio: American Society for Metals. 1985.

FRÉCHARD, S.; REDJAIMIA.; LACH, E.; LICHTENBERGER, A. **Dynamic behaviour and microstructural evolution of a nitrogen-alloyed austenitic stainless steel**. Materials Science and Engineering A - 2007, v. 480 - n. 1–2, pp. 89–95.

GONZÁLES, J.L.; ARANDA, R.; JONAPÁ, M. **The influence of grain size on the kinetics of strain induced martensite in type 304 Stainless Steel**. Applications of Stainless Steel '92, Stockholm, Sweden -1992, pp. 1009-1016

GRAY, G.T. **Classic split-Hopkinson pressure bar testing**. In: ASM Handbook: mechanical testing and evaluation. Park, Oklahoma, USA: 2003 - vol. 8.

GUIMARAES, J.R.C. Conceituação, cinética e morfologia da transformação martensítica em aços. **Revista Latino Americana de Metalurgia e Materiales**, v.1, pp. 3-9, 1981.

GURGEL, M.A.M.; **Evolução estrutural de um aço dp laminado a frio e submetido ao recozimento intercrítico sob distintas condições de resfriamento**, Dissertação, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda – RJ, 2016

HAMADA, A.S.; KISKO, A.P.; SAHU, P; KARJALAINEN, L.P. **Contribution of deformation mechanisms to strength and ductility in two Cr–Mn grade austenitic stainless steels**. Materials Science & Engineering A., 2015 - vol. 628 - pp. 154-159.

HAMADA, A.S.; KARJALAINEN, L.P.; MISRA, R.D.K; TALONEN, J. **Contribution of deformation mechanisms to strength and ductility in two Cr–Mn grade austenitic stainless steels**. Materials Science & Engineering a, 2013- vol. 559 - pp. 336-344.

HECKER, S.S.; STOUT, M.G.; STAUDHAMMER, K. P.; SMITH, J.L. **Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation Induced-Transformation in 304 Stainless Steel: Part 1. Magnetic Measurements and Mechanical Behavior**, Metallurgical Transactions A, 1982- Vol. 13 (4), pp. 619-626.

HEDAYATI, A.; NAJAFIZADEH, A.; KERMANPUR, A.; FOROUZAN, F.. **The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel**, Journal of Materials Processing Technology – 2010, vol. 210, pp. 1017-1022.

HEDSTROM P.; LIENERT U., ALMER J., ODÉN M. **Elastic strain evolution and ϵ -martensite formation in individual austenite grains during in situ loading of a metastable stainless steel**. Materials Letters - 2008. v. 62, n. 2, pp. 338–340.

HEDSTROM, P.; LIENERT, U.; ALMER, J.; ODÉN, M. **Stepwise transformation behavior of the strain-induced martensitic transformation in a metastable stainless steel**. Scr. Mater - 2007, v 56, pp. 213–216.

HELMUT FISCHER. **Catálogo do Ferritoscópio modelo MP 30E**. [S.l.]. 2006

HUANG, G.L; MATLOCK, D.K; KRAUSS, G. **Martensite Formation, Strain Rate Sensitivity and Deformation Behaviour of Type 304 Stainless Steel Sheet**. Metallurgical Transaction, 1989, 20A, pp. 1239.

IAWAMOTO, T.; TSUTA, T., TOMITA, Y. **Investigation on Deformation Mode Dependence of Strain-Induced Martensitic Transformation in TRIP Steels and Modelling of Transformation Kinetics** Elsevier Science, 1998 - vol. 40 - pp. 173-182.

KEMP, M.; BENNEKON, A.; ROBINSON, F.P.A. **Evaluation of corrosion and mechanical properties of a range of experimental Cr-Mn stainless steels**. Materials Science & Engineering A., 1995 - vol. 199 - pp. 183-194.

- KRAUSS, G. **Steels – Processing, Structure and Performance**. 2015.
- KUMAR, B.R.; SHARMA, S. **Recrystallization Behavior of a Heavily Deformed Austenitic Stainless Steel During Iterative Type Annealing** Metallurgical and Materials Transactions A, 2014 - Vol. 45A - pp. 6027 - 6038.
- LAUGHLIN, D.; HONO, K. **Physical Metallurgy 5th Edition**. 2014.
- LEBEDEV, A.A.; KOSARCHUK, V.V. Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steels. Int. J. Plasticity, 2000 - vol. 16 - pp.749-767.
- LEE, W.S.; LIN, C.F. **The morphologies and characteristics of impact-induced martensite in 304L stainless steel**. Scr Mater 43(8); 2000: pp.777–782.
- LEE, W.S.; LIN, C.F. **Impact Properties and Microstructure Evolution of 304L Stainless Steel**. Materials Science and Engineering A, 308 (1-2), 2001: pp. 124-135.
- LEE, TH.; OH, CS.; KIM, S.J. **Effects of nitrogen on deformation-induced martensitic transformation in metastable austenitic Fe-18Cr-10Mn-N steels**. Scr Mater 2008; 58(2): pp.110-113.
- LEFFLER B. **Stainless steel and their properties**, (online) homepage: www.outokumpu.com/sitecollectiondocuments/outokumpu-stainless-steel-handbook.pdf
- LOUCA, L.A.; BOH, J.W. **Analysis and design of profiled blast walls – Research report 146**. Imperial College London – Department of Civil and Environmental Engineering – South Kensington, London, 2004.
- LO, K.H.; ZENG, D.; KWOK, C.T. **Effects of sensitization induced martensitic transformation on the tensile behaviour of 304 austenitic stainless steel**. Mater Sci Eng A 528(3); 2011: pp.1003-1007.
- LU J., HULTMAN L., HOMSTRON E., ANTONSSON K.H., GREHK M., LI W., VITOS L., GOLPAYEGANI A. **Stacking fault energies in austenitic stainless steels**. Acta Materialia, 2016 Vol. 45A - pp. 36 - 39.
- MACGUIRE, M. **STAINLESS STEELS FOR DESIGN ENGINEERS – ASM INTERNATIONAL**. 2008 – pp. 69.
- MARTIN, S.; ULLRICH, C.; SIMEK, D; ULRICH, M.; RAFAJA, D. **Stacking fault model of ϵ martensite and its DIFFaX implementation**. Journal of Applied Crystallography, 2011 - v. 44, n. 4, pp. 779–787.
- MEYERS, M.A. **Dynamic Behavior of Materials**, John Willey & Sons Inc. 1994

MURR, L.E.; STAUDHAMMER, K.P.; HECKER, S.S. **Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Transformation in 304 Stainless Steel: Part II. Microstructural Study.** Metallurgical Transactions A - 1982, vol 13 (4), pp. 627-635.

NEMAT-NASSER, S. **Introduction to high strain rate testing.** In: **ASM Metals Handbook Vol 8: Mechanical testing and evaluation.** Park, Oklahoma, 2000.

“NEW 200-SERIES STEEL” **An Opportunity or a Threat to the Image of Stainless Steels?** - Belgium, November 2005, 11p. Disponível em <<https://www.worldstainless.org>> acesso em 27 de dezembro, 2016.

NOHARA, K.; ONO, H.; OHASHI, N. **Journal of the Iron and Steel Institute of Japan**– 63 (1977), 772.

OLIVER, W C.; PHARR, G M. **Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation. Advanced and understanding and refinements to methodology.** Journal of Material Research, (19) 1, pp. 3-20, 1992.

OLSON, G.B.; COHEN, M. **Mechanism for strain-induced nucleation of martensite.** Journal of the Less Common Metals Vol.28 – 1972, pp.107–118.

OPERATORS MANUAL FERITSCOPE® FMP30; “**Determination the ferrite content of austenitic and DUPLEX stainless steel and determination of the ratio of martensite in austenitic stainless steels,**” Institut für Elektronik und Messtechnik, Sindelfingen Germany, 2008, pp.240

OSHIMA, T.; HABARA Y.; KURODA, K. **Efforts to Save Nickel in Austenitic Stainless Steels.** ISIJ International - 2007, Vol. 12, pp. 359-36.

OUTOKUMPU. **Handbook of Stainless Steel** – [s.l.]: 2013, pp. 36.

PADILHA, A.F; e GUEDES, L.C. **Aços inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades.** 1994 – pp.11-16, pp.112-114, pp.116.

PADILHA, A.F. **Materiais de engenharia - microestrutura e propriedades**– 1997.

PARVATHAVARTHINI N.; DAYAL, RK. **Influence of chemical composition, prior deformation and prolonged thermal aging on the sensitization characteristics of austenitic stainless steels.** J Nucl Mater 2002; 305(2-3): 209-19.

PATEL, J. R.; COHEN, M. **Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation.** Acta Metallurgica – 1953, vol 1 – pp.531-538.

PERTENENCER, E; RABESTEINER, G.; TOESCH J.; SCHABEREITER H. **Metalurgia de soldagem de aços inoxidáveis austeníticos com elevados teores de molibidênio**, Anais XV Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem, 1990.

PINTO, H. **Effect of temperature and environment on the deformation mechanisms of austenitic steels during cryogenic wear**, 1v. Tese (Doutorado). Technische Universitat Berlin, Berlin, Germany, 2005, p.53.

PORTER, D.A.; EASTERLING, K.E. **Phase Transformation in Metals and Alloys**. 1992 – pp. 382-383.

PRAMANIK, A.; BASAK, A.K. **Stainless steel: Microstructure, mechanical properties and methods of application**.– 2015 - pp. 1–281.

RAABE, D. **Texture and microstructure evolution during cold rolling of a strip cast and of a hot rolled austenitic stainless steel**, Acta Materialia, vol 45-3 (1997) pp. 1137- 1151.

ROBERT, E., REED – HILL. **Princípios de Metalurgia Física**. -1973 - pp. 538-539.

ROCHA, M.R.; OLIVEIRA, C.A.S. **Evaluation of the martensitic transformations in austenitic stainless steels**. Materials Science and Engineering A., 2009 - Vol. 517 - pp. 281-285.

RYOO, D.Y.; KANG, N.; KANG, C.Y. **Effect of Ni content on the tensile properties and strain-induced martensite transformation for 304 stainless steel**. Materials Science and Engineering A., 2011 - Vol. 528 - pp. 2277-2281.

SAEEDIPOUR, S.; KERMANPUR A.; NAJAFIZADEH A.; ABBASI, M. **The Effects of Martensite Thermomechanical Parameters on the Formation of Nano/Ultrafine Grained Structure in 201LN Stainless Steel**. International Journal of ISSI, 2012 - vol. 9 - pp. 20-25.

SANTIN, J.L. **Ultra-Som: técnica e aplicação**. Rio de Janeiro. 1996.

SCHINO, A.D; KENNY, J.M. **Grain refinement strengthening of a micro-crystalline high nitrogen austenitic stainless steel**. Mater Lett, 2003; Vol. 57(12) - pp 1830- 1834.

SCHWARTZ, J.A; KUMAR, M; ADAMS, L.B; FIELD, D.P. **Electron Backscatter Diffraction in Materials Science**. New York - NY, USA – 2009.

SHEN Y.S., LI X.X., SUN X., WANG Y.W., ZUO L.; **Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel**. Materials Science and Engineering A - 2012, vol. 552, pp. 514-522.

SHIMADZU. **Dynamic Ultra-micro Hardness Tester DUH-211/ DUH-211S** (2009).

SILVA, A.L.V.C. e MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais**. (2006), pp. 215-220 e 408-409.

SILVA, C.S. **Formação e reversão da martensita induzida por deformação nos aços inoxidáveis austeníticos 304L e 201LN**. Dissertação de Mestrado. Instituto Militar de Engenharia. Rio de Janeiro, 2017.

SIMMONS, J.W. **Overview: high-nitrogen alloying stainless steels**. Materials Science and Engineering A, 1995. - Vol 207 – pp. 159-169.

SOUZA, C.O. **Desenvolvimento de estrutura de grãos ultrafinos em aço inoxidável ASTM 201LN via múltiplas etapas de laminação a frio e recozimento para reversão**. Tese de Doutorado, IME, Rio de Janeiro, 2019.

SPEIDEL, M.O. **Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steels**. Mat-wiss. u. Werkstofftech. 2006, 37, No. 10

SPEIDEL, M.O. **Properties and Applications of High Nitrogen Steels**. In: Proceedings of the 1st International Conference on High Nitrogen Steels, (Foct J and Hendry A, EDS), The Institute of Metals, London, 1989, pp. 92-96

SPENCER, K.; EMBURY, J.D.; CONLON, K.T.; VÉRON, M.; BRÉCHET, Y. **Strengthening via the formation of strain-induced martensite stainless steels**. Material Science and Engineering A - 2004; Vol-387-9: pp.873-881.

SPERLE, J.O; LUNDH, H. **Strength and crash resistance of structural members in high-strength dual-phase steel sheet**. Scand J Metall-1984, 13 (6) pp. 343–351.

SPLIT HOPKINSON PRESSURE BAR TESTING SYSTEM, **Rel Inc. Manual**, 2014.

STAINLESS STEELS: **A new structural automotive material**. Vehicle architectures: “evolution towards improved safety, low-weight, ergonomics and flexibility” 9th International Conference & Exhibition, FLORENCE, 2005.

STAINLESS STEELS. **An Introduction and Their Recent Developments**. [e-book]: 2012.

STAUDHAMMER, K.P.; MURR, L.E.; HECKER, S. **Nucleation and evolution of strain-induced martensitic (bcc) embryos and substructure in stainless steel – a transmission electron- microscopy study**. Acta Metall Mater 1983, Vol 31 (2) – pp. 267-274.

STEEL PRODUCTS MANUAL – **Stainless Steels** – A publication of iron and steel society. 1999, pp. 252.

TAKEMOTO, T.; MURATA, Y.; TANAKA, T. **Effects of alloying elements and thermomechanical treatments on mechanical and magnetic properties of Cr-Ni austenitic stainless steel**. ISIJ Int 1990; 30(8): p.p. 608-14.

TALONEN, J. **Effect of strain-induced α' -martensite transformation on mechanical properties of metastable austenitic stainless steel.** Tese (Doutorado). Helsinki University of Technology, Helsinki, Finlândia, 2007, p.125.

TALONEN, J.; ASPEGREN, P.; HÄNNINEN, H.; **Comparison of different methods for measuring strain induced α' -martensite content in austenitic steels**, Materials Science and Technology 20(2004), pp.1506-1511

TALONEN, J.; HÄNNINEN, H. **Effect of tensile properties on the energy-absorbing capacity of weld-bonded austenitic stainless steel profiles.** International Journal of Crashworthiness – 2006; v. 11, n. 4, pp. 371–378.

TALONEN, J.; NENONEN, P.; PAPE, G.; HANNINEN, H. **Effect of strain rate on the strain induced v - α' martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels.** Metallurgical Materials Transaction A - 2005, vol.36, pp. 421–432.

TAYLOR, A. F.; FRANCIS, C. S.; **Handbook of Nanophysics** (2010)

TELLES, P.S. **Materiais para Equipamentos de Processo** (2003), pp. 1-126.

TIAN, Y.; BORGSTAM, A.; HEDSTRÖM, P. **Comparing the deformation-induced martensitic transformation with the athermal martensitic transformation in Fe-Cr-Ni alloys.** Journal of Alloys and Compounds – 2018, v. 766, p. 131–139.

TSAKIRIS, V.; EDMONDS, D. V. **Martensite and deformation twinning in austenitic steels.** Materials Science and Engineering: A, 1999 - v. 273–275, p. 430–436.

THE EUROPEAN STAINLESS STEELS DEVELOPMENT ASSOCIATION EURO INOX AND THE STEEL CONSTRUCTION INSTITUTE, **Design manual for structural stainless steel – Commentary (Second Edition)**, 2003.

VERBEKEN, K.; CAENEGEM, N. V.; RAABE, D. **“Identification of ϵ martensite in a Fe-based shape memory alloy by means of EBSD”.** Micron, vol. 40, págs. 151- 156, 2009.

VITOS, L.; NILSSON, J.O.; JOHANSON B.; **Alloying effects on the stacking energy in austenitic stainless steels from first-principles theory.** Acta Materialia, 2006 - v.54, pp. 3821-3826.

WANG, W.; LI, M.; HE, C.; WEI, X.; WANG, D.; DU H. **Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600-1000MPa dual phase steels and 1200MPa fully martensitic steels.** Materials and Design, 2013 - v. 47, pp. 510–521.

WAYMAN, C.M.; BHADESHIA, H.K.D.H. **Phase Transformations, Nondiffusive.** In: Cahn, R.W. and Haasen, P. (Eds.). **Physical Metallurgy.** Fourth edition. Elsevier Science Publishers, Amsterdam, The Netherlands, 1996, pp. 1507-1554.

WORLDSTAINLESS LIBRARY. **Stainless Steels Automotive and Transport Developments.** Disponível em <<https://www.worldstainless.org/library/>> acesso em 17 de Junho , 2017.

YANG, H. S.; BHADESHIA H. K. D. H. **Austenite Grain Size and the Martensite – Start Temperature.** Scripta Materialia - (2009) vol 60-pag 493–495.

ZUIDEMA, B.; ADAM, H. **ULSAB – advanced vehicle concepts: Safety/crash management** – 2002, in SAE World Congress, Detroit.