



Universidade Federal
do Rio de Janeiro

Escola Politécnica

TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO EM AÇOS INOXIDÁVEIS PARA APLICAÇÃO AUTOMOBILÍSTICA

Ilusca Soares Janeiro

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

Orientadora: Rafaella Martins Ribeiro

Coorientador: Olivier Hubert

Rio de Janeiro

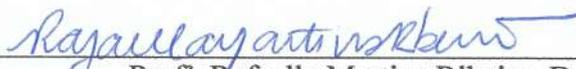
Junho de 2019

TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO EM
AÇOS INOXIDÁVEIS COM APLICAÇÃO AUTOMOBILÍSTICA

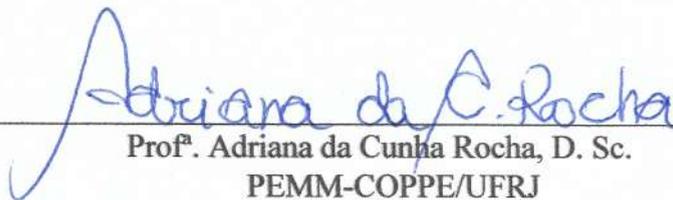
Ilusca Soares Janeiro

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

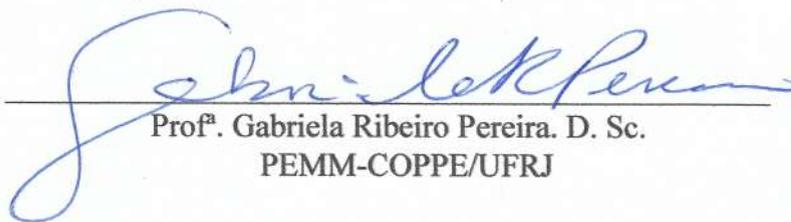
Examinado por:



Profª. Rafaella Martins Ribeiro, D. Sc.
PEMM-COPPE/UFRJ



Profª. Adriana da Cunha Rocha, D. Sc.
PEMM-COPPE/UFRJ



Profª. Gabriela Ribeiro Pereira, D. Sc.
PEMM-COPPE/UFRJ

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

JUNHO de 2019

Janeiro, Ilusca Soares

Transformação martensítica induzida por deformação em aços inoxidáveis para aplicação automobilística/ Ilusca Soares Janeiro. – Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2019.

XVI, 104 p.: il; 29,7 cm.

Orientadora: Rafaella Martins Ribeiro.

Coorientador: Olivier Hubert

Projeto de graduação – UFRJ/Escola Politécnica/ Curso de Engenharia Metalúrgica, 2019.

Referências Bibliográficas: p. 97-104.

1. Aço inox austenítico. 2. Martensita induzida por deformação 3. Aços para aplicação automobilística.

I. Ribeiro, Rafaella Martins. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Escola Politécnica, Curso de Engenharia Metalúrgica. III. Transformação martensítica induzida por deformação em aços inoxidáveis para aplicação automobilística.

*Dedico à minha mãe
Andréa Soares Janeiro.*

AGRADECIMENTOS

À Deus em primeiro lugar, por ter me sustentado desde a minha infância e me dado forças para realizar meu sonho em melhorar de vida. Sempre esteve ao meu lado em todos os momentos, me ouvindo, me acalmando e me tornando alguém mais forte com as dificuldades e desafios que venci. Sem Ele certamente eu não teria chegado até aqui.

À minha mãe Andréa Janeiro, por ser a mulher que eu mais admiro e amo no mundo, por todo seu esforço em me criar, por todo sofrimento que passou para me sustentar e me dar o essencial. Mulher que nunca pôde investir financeiramente em meus estudos, mas sempre me ensinou que eu poderia conseguir o que eu quisesse no mundo, bastava estudar e não desistir dos meus sonhos. Pelo seu imenso amor e apoio, sempre me ensinando o caminho do bem e a importância em ajudar as pessoas. Agradeço a pessoa mais importante para mim, que esteve do meu lado em todos os dias ruins, chorando comigo, me ajudando a me levantar, me encorajando a não desistir, a acreditar mais em mim e no meu potencial.

Ao meu amado namorado Reynan Vieira, por se mostrar tão presente nesta etapa final da minha formação, me encorajando a não desanimar, sempre tentando me acalmar nos momentos de crise e ansiedade, por ser um namorado compreensivo e respeitar meu espaço para me dedicar aos meus estudos, por acreditar em mim e sonhar comigo. Agradeço a paciência, o carinho, o amor, a parceria e a compreensão.

À minha orientadora Rafaella M. Ribeiro por ser a professora que tenho a mais profunda admiração, que aceitou me ajudar a me tornar uma profissional melhor, por todos os conselhos, pelas horas de conversas e pelas inúmeras críticas construtivas. Eu não tenho palavras para expressar o quanto sou grata, por ter acreditado em mim, pela paciência em corrigir diversas vezes este trabalho para torná-lo impecável. É com muita emoção que afirmo ter tomado a melhor decisão em escolhê-la para ser minha orientadora.

Aos meus coorientadores Olivier Hubert, Jean Hubert e Francis Chassagne, por terem acreditado em mim e terem me escolhido para dar início a este trabalho, iniciado na França. Sou extremamente grata por me introduzirem no universo da pesquisa e desenvolvimento de novos materiais, por toda orientação, paciência, confiança e

autonomia que me foi dada durante este trabalho, por tudo que aprendi a partir de nossas discussões mensais e principalmente por me permitirem trazer comigo os corpos de prova ensaiados para que eu pudesse dar continuidade a este trabalho aqui no Brasil.

À professora Gabriela Ribeiro e toda equipe de ensaios não destrutivos do LNDC por me permitir realizar parte das análises deste trabalho; à pesquisadora Johanna Pacheco pela paciência, pelas reuniões e momentos de descontração, por me ensinar um pouco mais sobre magnetismo e me ajudar a explorar ao máximo meus resultados. Agradeço também ao Thiago Neves por me auxiliar durante os ensaios e os conselhos do pesquisador Vitor Manoel.

À todos que foram decisivos no desenvolvimento deste trabalho durante meu período na França: Luciano Paludo, que me ajudou com o processamento de dados inicial via MATLAB, aos senhores Xavier Pinelli e Maxime Savary pelo suporte na instalação dos equipamentos para realização dos ensaios magnéticos e de tração, aos senhores Fabrice Lejeune, Baptiste Rouillier e Nicolas Roubier pelos ensinamentos sobre preparação metalográfica, aos meus colegas do laboratório LMT - Achaf Ouaddi, Hugo Olz, Xuyang Chang, Rafael Vargas, Luis Cornet, Pedro Portugal e outros por compartilharem um pouco de suas experiências comigo de forma descontraída.

Às professoras Adriana da Cunha e Gabriela Ribeiro por aceitarem fazer parte da banca.

À UFRJ e em especial, ao Programa de engenharia metalúrgica e de materiais PEMM, responsável pela profissional que sou hoje, a todos os professores que dividiram comigo suas experiências e me ajudaram a compreender melhor o universo metalúrgico. Ao professor Dílson que me deu a oportunidade de realizar um intercâmbio para França, que marcou a minha vida tanto profissional quanto pessoal.

Aos amigos que estiveram comigo durante a minha graduação, Artur Alvarenga, Igor Cândido, Cayo Vinícius, Paulo Cysne, Anna Barreiro, Daniela Cavalcante, Douglas Fortunato, Wesley Miranda, Mateus Rodrigues, Douglas Gama, Gabriella Cunha, Bruno Leitão, Rodrigo Gimeses, pela companhia e parceria nas disciplinas, pelas rodas de estudos antes das provas, pelos momentos de descontração no LIG e pelo apoio e amizade mantidas nesta etapa.

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

TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO EM AÇOS INOXIDÁVEIS PARA APLICAÇÃO AUTOMOBILÍSTICA

Ilusca Soares Janeiro

Junho/2019

Orientadora: Rafaella Martins Ribeiro.

Co-orientador: Olivier Hubert.

Curso: Engenharia Metalúrgica

Os aços austeníticos metaestáveis, após uma dada deformação, podem gerar a fase martensítica e promover uma boa relação resistência/ductilidade, sendo uma alternativa aos aços TRIP, aços atualmente empregados na fabricação de chassis e partes estruturais de automóveis. Portanto, é de suma importância compreender a transformação martensítica induzida por deformação - mecanismo responsável pelo aumento em resistência mecânica dos aços austeníticos metaestáveis - considerando o efeito da composição química e da taxa de deformação. Para analisar a fração de martensita em função da deformação, ensaios de tração, caracterizações magnéticas e metalográfica foram realizadas. A partir dos resultados apresentados neste trabalho, foi possível observar que, dentre as ligas analisadas, a liga que apresentou maior fração martensítica foi a liga ASS C+N e a que obteve menor fração foi a liga ASS Mn, o que corrobora com os ensaios de tração. A liga ASS Cr apresentou a melhor relação resistência/ductilidade, atendendo às exigências da indústria automotiva e tornando-se competitiva aos aços TRIP atualmente empregados. Outra constatação foi que a metalografia não é a técnica mais adequada, neste caso, para quantificação de fases de tais ligas. Além disso, é necessário a validação do método desenvolvido no laboratório LMT por outra técnica de caracterização magnética para delimitar a faixa de martensita medida com precisão.

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

DEFORMATION-INDUCED MARTENSITIC TRANSFORMATION IN STAINLESS STEELS FOR AUTOMOTIVE APPLICATION

Ilusca Soares Janeiro

June/2019

Advisor: Rafaella Martins Ribeiro.

Co-advisor: Olivier Hubert.

Course: Metallurgical Engineering

The metastable austenitic steels, after a given deformation, can generate the martensitic phase and promote a good resistance/ductility relationship, being an alternative to TRIP steels, currently used in the manufacture of chassis and structural parts of automobiles. Therefore, it is extremely important to understand the deformation induced martensitic transformation - mechanism responsible for the increase in mechanical strength of the metastable austenitic steels - considering the effect of the chemical composition and the rate of deformation. To analyze the martensite fraction as a function of deformation, tensile tests, magnetic characterization and metallographic characterization were performed. From the results presented in this work, it was possible to observe that, among the alloys analyzed, the alloy with the highest martensitic fraction was the ASS C + N alloy and the one that obtained the smallest fraction was the ASS Mn alloy, which corroborates with the tests of traction. The ASS Cr alloy presented the best resistance/ductility ratio, meeting the requirements of the automotive industry and becoming competitive to the TRIP steels currently employed. Another finding was that metallography is not the most suitable technique, in this case, for the quantification of phases of such alloys. In addition, it is necessary to validate the method developed in the LMT laboratory by another magnetic characterization technique to delimit the measured martensite range with precision.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	9
LISTA DE TABELAS	13
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	14
1 INTRODUÇÃO	16
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
2.1 Materiais para indústria automobilística.....	19
2.1.1 Cenário automobilístico.....	19
2.1.1.1 Chassi	20
2.1.2 Materiais para fabricação de chassis	21
2.1.2.1 Advanced High Strength Steels (AHSS)	21
2.1.2.2 Aços de fase dupla (DP).....	22
2.1.2.3 Aços TRIP	24
2.1.2.4 Ligas de alumínio.....	26
2.1.2.5 Ligas de magnésio.....	28
2.1.2.6 Polímeros reforçados com fibra de carbono	30
2.2 Aços inoxidáveis para indústria automobilística	32
2.1.3 Aços inoxidáveis	32
2.1.4 Aços inoxidáveis para a indústria automobilística	35
2.1.5 Processo <i>Cryorolling</i>	39
2.2 Transformação Martensítica	43
2.2.1 O que é transformação martensítica?.....	43
2.2.2 Transformação martensítica por deformação	48
2.2.2.1 Efeito da energia de falha de empilhamento (EFE)	53
2.2.2.2 Efeito dos elementos de liga em aços para indústria automobilística	55
2.3 Fundamentos do magnetismo	57
3 MATERIAIS E MÉTODOS	60
3.1 Materiais	60

3.1.1	Composição química	60
3.1.2	Processamento das ligas	61
3.2	Métodos	62
3.2.1	Ensaio de Tração	62
3.2.2	Caracterização Magnética LMT	63
3.2.3	Processamento de dados via MATLAB	65
3.2.4	Caracterização Microestrutural.....	69
3.2.5	Caracterização Magnética VSM.....	72
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	75
4.1.1	Ensaio de Tração	75
4.1.1.1	Efeito da taxa de deformação.....	75
4.1.1.2	Efeito da composição química	77
4.1.2	Resultados magnéticos	79
4.1.3	Métodos comparativos.....	86
4.1.3.1	Metalografia	86
4.1.3.2	Sistema LMT – caracterização magnética	88
4.1.3.3	Magnetômetro de Amostra Vibrante – VSM.....	91
5	CONCLUSÃO	95
6	TRABALHOS FUTUROS	96
7	REFERÊNCIAS	97

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1: COMO OS VEÍCULOS PRODUZEM GASES COM EFEITO ESTUFA [3].	16
FIGURA 2: ESQUEMA DOS FATORES QUE FOMENTAM A REDUÇÃO DO PESO DOS AUTOMÓVEIS.	17
FIGURA 3: ILUSTRAÇÃO DAS CLASSES DE CHAPA DE AÇO AUTOMOTIVO COM BASE NA RESISTÊNCIA E DUCTILIDADE [7].	18
FIGURA 4: COMPONENTES CONECTADOS AO CHASSI DE UM AUTOMÓVEL [10].	20
FIGURA 5: ZONAS DE IMPACTO EM UM AUTOMÓVEL QUANDO OCORRE ACIDENTE [13].	22
FIGURA 6: (A) ESQUEMA DA MICROESTRUTURA DA LIGA DP E (B) METALOGRAFIA DE UM AÇO <i>DUAL PHASE</i> RESFRIADO EM ÁGUA A PARTIR DE 775°C [12, 15].	23
FIGURA 7: COMPARAÇÃO ENTRE AS CURVAS TENSÃO X DEFORMAÇÃO DAS LIGAS HSLA E DP [7].	24
FIGURA 8: (A) ESQUEMA DE UMA MICROESTRUTURA TÍPICA DE UM AÇO TRIP E (B) MICROGRAFIA DE UM AÇO TRIP 690 [13, 17].	24
FIGURA 9: CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO PARA DIVERSOS AÇOS TRIP, COMPARANDO COM UM AÇO COMUM AO CARBONO [13].	25
FIGURA 10: CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO PARA OS AÇOS TRIP, DP E HSLA [17].	26
FIGURA 11: GRÁFICO LIMITE DE ELASTICIDADE X DENSIDADE PARA ALGUNS MATERIAIS [2].	27
FIGURA 12: IMAGEM VIA MICROSCÓPIO ÓPTICO DA DISTRIBUIÇÃO DOS CARBETO DE TUNGSTÊNIO NA LIGA A356 [18].	28
FIGURA 13: BLOCO DE MOTOR BMW FUNDIDO EM MAGNÉSIO COM REVESTIMENTO EM AL-SI [19].	29
FIGURA 14: ESTRUTURA DO VOLKSWAGEN UP [21].	30
FIGURA 15: ESTRUTURA DO AUDI A8 MODELO 2018 [20].	30
FIGURA 16: (A) TOMOGRAFIA DE SONDA ATÔMICA (APT) MOSTRANDO OS ÁTOMOS DE ÓXIDO DE CROMO COBRINDO O AÇO INOXIDÁVEL 316 QUE FOI EXPOSTO ÀS CONDIÇÕES DE UM REATOR NUCLEAR DE ÁGUA PRESSURIZADA (PWR) E (B) DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO FE-CR. “L” SIGNIFICA FASE LÍQUIDA E O COMPOSTO INTERMETÁLICO DE FERRO-CROMO É FASE SIGMA, ROTULADO Σ [25].	32
FIGURA 17: INFLUÊNCIA DO NÍQUEL SOBRE O CAMPO AUSTENÍTICO NO DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO FE-CR [26].	34
FIGURA 18: (A) EFEITO DA %P N NA RESISTÊNCIA MECÂNICA DE AÇOS COM 0,1%P C LAMINADOS A QUENTE; (B) EFEITO DA %P C NA RESISTÊNCIA MECÂNICA DE AÇOS COM APROXIMADAMENTE 0,8%P N LAMINADOS A QUENTE [4].	36
FIGURA 19: EFEITO DO TRABALHO A FRIO SOBRE (A) O LIMITE DE ESCOAMENTO; (B) FRAÇÃO DE MARTENSITA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO NOS MASSS [34].	38
FIGURA 20: CURVAS DE TENSÃO-DEFORMAÇÃO PARA MASS EM ESTADO RECOZIDO [34].	38
FIGURA 21: FLUXOGRAMA DO PROCESSO <i>CRYOROLLING</i> PARA UMA LIGA METÁLICA.	39
FIGURA 22: METALOGRAFIA DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 316LN APÓS O <i>CRYOROLLING</i> (A) APÓS 30% DE DEFORMAÇÃO; (B) APÓS 50% DE DEFORMAÇÃO; (C) APÓS 70% DE DEFORMAÇÃO; (D) APÓS 90% DE DEFORMAÇÃO [36].	40
FIGURA 23: IMAGENS MET DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 316LN APÓS O <i>CRYOROLLING</i> (A) APÓS 30% DE DEFORMAÇÃO; (B) APÓS 50% DE DEFORMAÇÃO; (C) APÓS 70% DE DEFORMAÇÃO; (D) APÓS 90% DE DEFORMAÇÃO [36].	41

FIGURA 24: RELAÇÃO ENTRE A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA, MICRODUREZA E DEFORMAÇÃO EM CRYOROLLING, PARA AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 316LN [36].....	42
FIGURA 25: EFEITO DO CARBONO SOB A DUREZA DA MARTENSITA E DA AUSTENITA NAS LIGAS FE-NI-C [42].....	43
FIGURA 26: SUPERFÍCIE RIPADA APÓS TÊMPERA DE ESTRUTURA MARTENSÍTICA EM UMA LIGA FE-0,2%P C [41].....	44
FIGURA 27: (A) FORMAÇÃO DE PLAQUETAS DE MARTENSITA EM UM CRISTAL DE AUSTENITA E (B) SISTEMA DE CISALHAMENTO DENTRO DE UMA PLAQUETA DE MARTENSITA [42].	45
FIGURA 28: DISTORÇÃO DE BAIN PARA UM RETICULADO CÚBICO DE FACE CENTRADA (CFC) QUE SE TRANSFORMA EM CCC. A CÉLULA TETRAGONAL DE CORPO CENTRADO (TCC) É MOSTRADA NA ESTRUTURA CFC EM (A) E SOZINHA EM (B). A DISTORÇÃO DE BAIN CONVERTE (B) EM (C) [40].....	45
FIGURA 29: PLAQUETAS DE MARTENSITA DE UM AÇO COM 1,5%P C E 5,10%P NI (2.500 X) [40].	46
FIGURA 30: CURVA TEMPO-TEMPERATURA-TRANSFORMAÇÃO (TTT) DE UM AÇO EUTETÓIDE [44].	47
FIGURA 31: MICROGRAFIAS RELACIONADAS ÀS CURVAS DE TENSÃO X DEFORMAÇÃO E FRAÇÃO MAGNÉTICA DA LIGA AISI 304: (A) $\epsilon t = 0\%$, (B) $\epsilon t = 10\%$, (C) $\epsilon t = 30\%$, (D) $\epsilon t = 58\%$ [48].	49
FIGURA 32: FORÇA MOTRIZ FÍSICO-QUÍMICA PARA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA CONTRA A TEMPERATURA, COM Σ REPRESENTANDO A TENSÃO APLICADA [43].....	49
FIGURA 33: FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA A' EM FUNÇÃO DA DEFORMAÇÃO VERDADEIRA EM AÇO INOX AUSTENÍTICO A304 PARA DIFERENTES TEMPERATURAS [48].	50
FIGURA 34: IMAGENS VIA MET DO AÇO INOXIDÁVEL 304L DEFORMADO 5% ISOTERMICAMENTE À 77K. (A) BANDAS DE DISCORDÂNCIA PRESENTES NA AUSTENITA; (B) FORMAÇÃO DA MARTENSITA E; (C) NUCLEAÇÃO DA MARTENSITA A' (EM BRANCO) NAS INTERSEÇÕES ENTRE BANDAS DE MARTENSITA E; (D) NUCLEAÇÃO DE A' NA INTERSEÇÃO ENTRE BANDA DE MARTENSITA E E BANDAS DE DESLIZAMENTO, QUE PODE SER VISTA À ESQUERDA DA FASE A' [56].....	52
FIGURA 35: BANDAS PRESENTES NOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS APÓS DEFORMAÇÃO, CONSISTE NA MISTURA ENTRE MARTENSITA E E MACLAS DE DEFORMAÇÃO, VERIFICADOS UTILIZANDO DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS [25].....	54
FIGURA 36: EFEITO DO TEOR DE NÍQUEL SOBRE A CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS [25].....	54
FIGURA 37: EFEITO DO TEOR DE CARBONO NO TIPO DE MARTENSITA E NA FRAÇÃO DE AUSTENITA RETIDA NAS LIGAS FE-C. A FRAÇÃO DE MARTENSITA EM PLACAS É DETERMINADA PELA SUBTRAÇÃO DA CURVA TOTAL PELA CURVA DE RIPAS E DE AUSTENITA RETIDA [42].	56
FIGURA 38: (A) DOMÍNIOS MAGNÉTICOS DESALINHADOS QUANDO DESMAGNETIZADOS; (B) DOMÍNIOS PARCIALMENTE ALINHADOS QUANDO SUBMETIDOS A UM CAMPO MAGNÉTICO EXTERNO [66].	58
FIGURA 39: REPRESENTAÇÃO DAS LINHAS DE CAMPO MAGNÉTICO EM UM IMÃ [66].	58
FIGURA 40: (A) ESQUEMA ILUSTRANDO O CONCEITO DE PERMEABILIDADE MAGNÉTICA DE MATERIAIS MAGNÉTICOS E NÃO MAGNÉTICOS; (B) REPRESENTAÇÃO VETORIAL DO CAMPO MAGNÉTICO B SOBRE AS LINHAS DE CAMPO MAGNÉTICO [66].	59
FIGURA 41: FLUXOGRAMA DO PROCESSAMENTO DAS LIGAS.	62
FIGURA 42: ESQUEMA DO CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO PARA MEDIÇÃO MAGNÉTICA.	62

FIGURA 43: MTS 10T UTILIZADA PARA REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO.	63
FIGURA 44: INTERFACE DO PROGRAMA DE MEDIÇÃO MAGNÉTICA.	64
FIGURA 45: CONFIGURAÇÃO PARA MEDIÇÃO MAGNÉTICA IN-SITU (A) DESENHO ESQUEMÁTICO E (B) FOTO DE UM DOS ENSAIOS [54].	65
FIGURA 46: (A) COMPARAÇÃO DOS VALORES DE TENSÃO INDUZIDA ANTES E APÓS O AJUSTE (A) E (B) O RESULTADO ESPERADO APÓS A CORREÇÃO.	66
FIGURA 47: EXEMPLO DO AJUSTE DE TEMPO ATRAVÉS DE INTERPOLAÇÃO.	67
FIGURA 48: CURVA QUE REPRESENTA A RELAÇÃO OTIMIZADA ENTRE DOIS MODELOS QUE DESCREVEM A FRAÇÃO DE MARTENSITA A PARTIR DA MAGNETIZAÇÃO [54].	69
FIGURA 49: (A) MÁQUINA DE CORTE E (B) AMOSTRAS APÓS O CORTE.	70
FIGURA 50: (A) MÁQUINA DE EMBUTIMENTO E (B) AMOSTRAS APÓS EMBUTIMENTO.	70
FIGURA 51: (A) MÁQUINA DE LIXAMENTO E (B) EQUIPAMENTO <i>VIBROMED</i>	71
FIGURA 52: ATAQUE QUÍMICO DAS AMOSTRAS COM SOLUÇÃO BEHARA.	72
FIGURA 53: (A) AMOSTRA FIXADA COM SUPERCOLA SOBRE UM PORTA-AMOSTRA E (B) EQUIPAMENTO UTILIZADO PARA DESMAGNETIZAÇÃO DAS AMOSTRAS.	73
FIGURA 54: (A) EQUIPAMENTO VSM; (B) CONFIGURAÇÃO FINAL PARA MEDIÇÃO DA RESPOSTA MAGNÉTICA DE UMA DAS AMOSTRAS E (C) JANELA DE COMANDO DO SOFTWARE DURANTE O ENSAIO.	74
FIGURA 55: CURVAS ΣX E COM ϵ DE $7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ E 10^{-4} s^{-1} PARA AS LIGAS (A) ASS, (B) ASS (C+N), (C) ASS Cr E (D) ASS Mn.	76
FIGURA 56: CURVAS ΣX E PARA TODAS AS AMOSTRAS SOB UMA MESMA COMPOSIÇÃO QUÍMICA. (A) $\epsilon = 7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ E (B) $\epsilon = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	79
FIGURA 57: FRAÇÃO DE MARTENSITA X DEFORMAÇÃO PARA AS ϵ DE $7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ E 10^{-4} s^{-1}	80
FIGURA 58: COMPARAÇÃO ENTRE A CURVA Σx E COM A CURVA $f\alpha x \epsilon p$ PARA TAXA DE DEFORMAÇÃO DE $7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	83
FIGURA 59: FRAÇÃO DE MARTENSITA EM FUNÇÃO DA TENSÃO APLICADA PARA (A) $\epsilon = 7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ E (B) $\epsilon = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	85
FIGURA 60: AMOSTRA ASS (A) ANTES DO ENSAIO DE TRAÇÃO E (B) APÓS O ENSAIO DE TRAÇÃO COM $\epsilon = 7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	87
FIGURA 61: AMOSTRA ASS Mn (A) ANTES DO ENSAIO DE TRAÇÃO E (B) APÓS O ENSAIO DE TRAÇÃO COM $\epsilon = 7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	88
FIGURA 62: CURVAS TENSÃO (EM VOLTS) X CORRENTE COLETADAS AO LONGO DO ENSAIO DAS AMOSTRAS ANALISADAS.	89
FIGURA 63: CURVAS DE MAGNETIZAÇÃO EM FUNÇÃO DO TEMPO DAS LIGAS ASS, ASS C+N, ASS Cr E ASS Mn, SOB TAXA DE DEFORMAÇÃO DE $7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	90
FIGURA 64: CURVA MAGNETIZAÇÃO X CAMPO APLICADO PARA TODAS AS AMOSTRAS SOB TAXA DE DEFORMAÇÃO DE $7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	91

FIGURA 65: ESQUEMA COM AS DIREÇÕES DO CAMPO APLICADO H PARA AS MEDIÇÕES (A) IN-SITU E (B) VSM.....	92
FIGURA 66: ZOOM DA FIGURA 58 DENTRO DA FAIXA DE MAGNETIZAÇÃO DE $0 - 6 \times 10^5$ A/M.....	93

LISTA DE TABELAS

TABELA 1: COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA 204Cu USADA COMO BASE PARA AS COMPOSIÇÕES QUÍMICAS DAS LIGAS ANALISADAS NESTE TRABALHO [66].....	60
TABELA 2: PARÂMETROS UTILIZADOS NO ENSAIO DE TRAÇÃO.	63
TABELA 3: TABELA COM PARÂMETROS UTILIZADOS NO POLIMENTO ELETROLÍTICO E ATAQUE QUÍMICO. ...	71
TABELA 4: DIMENSÕES E MASSA DAS AMOSTRAS ANALISADAS VIA VSM.....	72
TABELA 5: PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS ATRAVÉS DE ENSAIO DE TRAÇÃO PARA DUAS TAXAS DE DEFORMAÇÃO.	77
TABELA 6: VALORES DE FRAÇÃO DE MARTENSITA (%) E DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DAS AMOSTRAS.	80
TABELA 7: RESULTADOS DE Cr E Ni EQUIVALENTES, ALÉM DA EFE PARA AS AMOSTRAS ANALISADAS.	81
TABELA 8: TAXA DE TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA E INÍCIO DA TRANSFORMAÇÃO BASEADO NAS CURVAS FRAÇÃO DE MARTENSITA X TENSÃO PARA TODAS AS AMOSTRAS.	84
TABELA 9: RELAÇÃO ENTRE OS VALORES DE MAGNETIZAÇÃO E A FRAÇÃO DE MARTENSITA, OBTIDOS PELA CARACTERIZAÇÃO MAGNÉTICA DO SISTEMA LMT.....	90
TABELA 10: VALORES DE MAGNETIZAÇÃO OBTIDOS PELAS DUAS TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO MAGNÉTICA, JUNTO AOS VALORES DE FRAÇÃO DE MARTENSITA DETERMINADO PELO SISTEMA LMT.	92

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Instituição

PropMec - *Laboratório de Propriedades Mecânicas;*

COPPE- *Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa em Engenharia;*

LMT – *Laboratoire Mécanique et Technologie;*

LNDC – *Laboratório de Ensaios Não Destrutivos, Corrosão e Soldagem;*

Fenômenos

EFE – *Energia de Falha de Empilhamento;*

TRIP – *Transformation Induced Plasticity;*

TMT – *Thermomechanical Treatment; Tratamento Termomecânico;*

Parâmetros

M_s – *Temperatura de início da transformação martensítica;*

M_{d30} – *Temperatura na qual 50% de martensita é formada para uma deformação verdadeira de 0,3;*

H – *Campo magnético;*

B – *Indução Magnética;*

M – *Magnetização;*

M^S – *Magnetização até a saturação do material;*

M_α^S – *Saturação da fase alfa (ferromagnética);*

η – *Razão da variação de magnetização pela variação de tensão aplicada;*

$M_{fer-pur}^S$ – *Magnetização até a saturação do ferro puro;*

f_α^{AC} – *Fração de fase alfa (modelo matemático);*

f_α – *Fração de martensita;*

σ – *Tensão;*

ε – *Deformação;*

Aços

AHSS – *Advanced High-Strength Steel*;

TRIP - *Transformation Induced Plasticity*

TWIP - *Twinning-Induced Plasticity steel*

DP – *Dual Phase Steel*;

CP – *Complex Phase Steel*;

HF – *Hot-Formed Steel*;

MASS – *Metastable Austenitic Stainless Steel*;

HSLA – *High-strength and low-alloy steel*;

Estruturas Cristalinas

TCC – *Tetragonal de corpo centrado*;

CCC – *Cúbica de corpo centrado*;

CFC – *Cúbica de face centrada*;

HC – *Hexagonal compacto*;

Outros

GS – *Grain size*;

PLC – *Portevin-Le Chatelier*.

1 INTRODUÇÃO

A crescente poluição atmosférica provocada pelas emissões de gases dos automóveis motiva órgãos ambientais a estabelecerem regulamentos cada vez mais rígidos para reduzir os impactos negativos deste setor ao meio ambiente [1]. Um exemplo de medida adotada pelos EUA, através da *Environmental Protection Agency*, foi o estabelecimento de uma norma exigindo a redução de 150% das emissões de CO_2 (g/mi.) de 2016 até 2025 [2]. Desta forma, o setor automobilístico está sempre à procura de reduções no peso dos automóveis pois implica diretamente na redução do consumo de combustível e por consequência nas emissões de CO_2 . Pesquisas revelam que, uma redução de 10% na massa de um veículo pode gerar uma economia no consumo de combustível entre 2-4% e uma redução das emissões em torno de 0,09g de CO_2 /km para cada kg mais leve [2].

A Figura 1 apresenta o consumo de CO_2 para cada etapa do processo automobilístico e ilustra os efeitos da redução de peso dos veículos sobre as emissões de CO_2 . Através do gráfico é possível perceber que a parcela majoritária responsável pelas emissões de gases refere-se à utilização do veículo, região em verde claro do gráfico. Além disso, pode-se observar que a redução de peso dos automóveis - de 1.253 kg para 800 kg – implicou em reduções das emissões de CO_2 – de 47.000 kg/ton para 29.000 kg/ton, indicando que a redução de peso dos automóveis é o caminho mais eficiente para diminuição de gases sendo liberados na atmosfera.

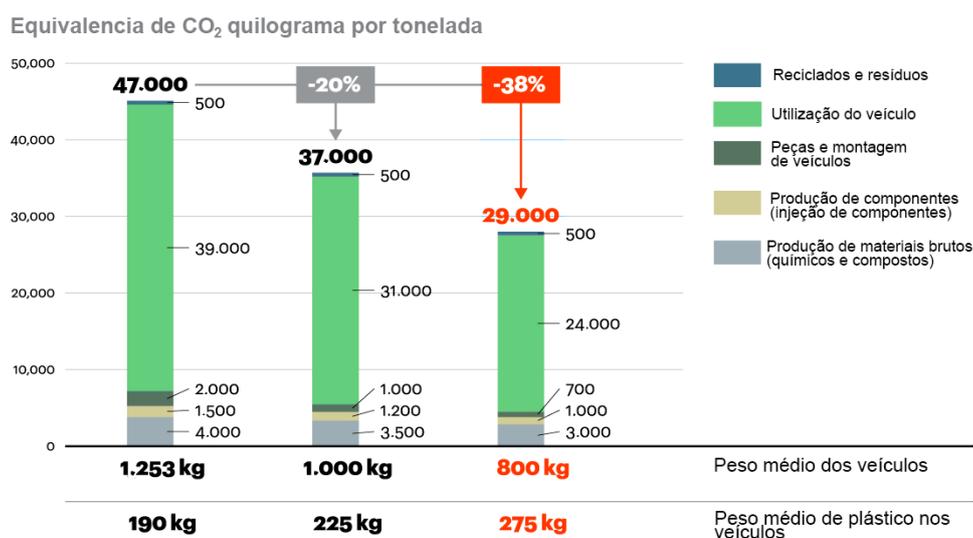


Figura 1: Como os veículos produzem gases com efeito estufa (Adaptado de [3]).

Como consequência da necessidade de carros cada vez mais leves, a indústria automobilística requer materiais que apresentem mais e mais resistência mecânica - permitindo a fabricação de peças com menos volume de material - e ao mesmo tempo, ligas que possuam grande capacidade de absorção de energia, caso o automóvel sofra uma colisão de grande impacto. Desse modo, a tendência deste segmento é convergir para carros fabricados com chapas cada vez mais finas e que, ao sofrerem uma grande deformação em um curto período (aproximadamente 0,4 s), consigam se deformar ao máximo para minimizar a energia de impacto sobre os passageiros, sendo efetivos na redução de peso dos automóveis (Figura 2).



Figura 2: Esquema dos fatores que fomentam a redução do peso dos automóveis.

Neste contexto, existe uma evolução contínua de ligas empregadas para este segmento, como os aços *Advanced High Strength Steel* - AHSS, aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), aços TWIP (*Twinning-Induced Plasticity steel*), aços DP (*Dual Phase*) etc. – que buscam aumento, tanto em resistência mecânica, quanto em capacidade de deformação (Figura 3). A estrutura de um veículo pode ser classificada em diversos segmentos onde cada um deles possui uma exigência mecânica diferente e, portanto, requer um material específico que atenda as propriedades almejadas. É natural imaginar que o material utilizado na fabricação de blocos de motor – que devem suportar elevadas temperaturas geradas pela queima de combustível e realizar rápida dissipação de calor [9] - não será o mesmo material para fabricação de chassi ou da carroceria por exemplo, que exigem outras propriedades, sobretudo maior resistência mecânica. Desta forma, a escolha do material a ser empregado é estritamente dependente da aplicação do

componente e principalmente de quais solicitações - mecânicas, térmicas, elétricas etc. – a liga deverá resistir.

Referências são encontradas na literatura apresentando aços inoxidáveis austeníticos como uma alternativa para esta aplicação, já que possuem elevada capacidade de deformação e, a partir de processamentos industriais e mudanças na composição química, aumentariam sua resistência mecânica e se tornariam competitivos neste mercado. A título de exemplo, encontram-se os aços inoxidáveis austeníticos livres de níquel, a base de nitrogênio ou até mesmo metaestáveis [4 – 6], que serão abordados com mais detalhes no próximo capítulo. Estas ligas visam atender as exigências do mercado automotivo, especificamente para a fabricação de chassis, já que possuem grande capacidade de deformação e que, após conformação mecânica, aumentam consideravelmente seu limite de resistência, devido à transformação martensítica induzida por deformação. Portanto, a compreensão deste mecanismo endurecedor é de suma importância para o desenvolvimento desta nova classe de aços inoxidáveis voltados para aplicações automotivas.

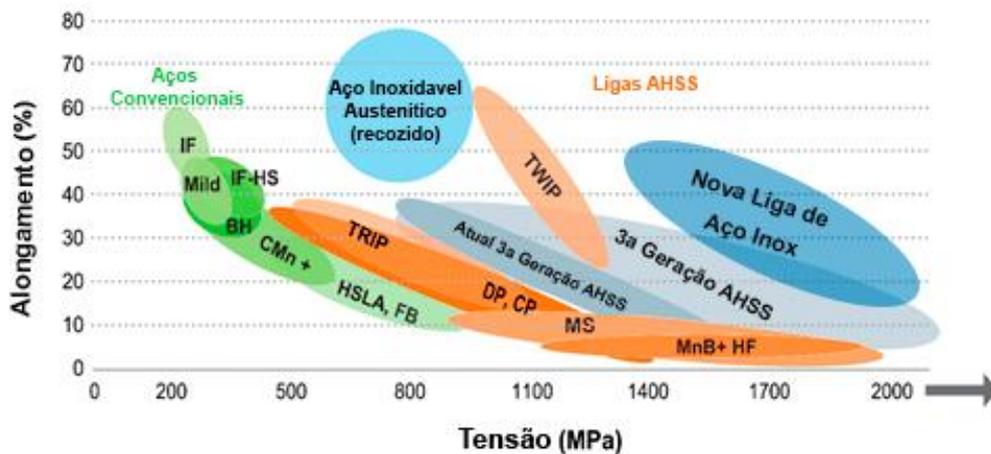


Figura 3: Ilustração das classes de chapa de aço automotivo com base na resistência e ductilidade (Adaptado de [7]).

Este trabalho realiza o estudo de quatro composições distintas de aços inoxidáveis austeníticos, ensaiadas sob duas taxas de deformação ($\dot{\epsilon} = 7.10^{-3}s^{-1}$ e $\dot{\epsilon} = 10^{-4}s^{-1}$) com o objetivo de analisar a transformação martensítica induzida por deformação através de caracterizações magnéticas e metalográficas e ensaios mecânicos. Foram realizados ensaios de tração no intuito de determinar as propriedades mecânicas destas ligas e principalmente a formação de martensita induzida pela deformação plástica.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 MATERIAIS PARA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA

Pesquisa e inovação de materiais voltados a indústria automobilística têm como meta a redução de peso e custo dos componentes, com impacto direto no consumo de combustíveis fósseis e nas emissões de gases poluentes na atmosfera [8]. Novos materiais vêm sendo desenvolvidos para atender a essas exigências, de acordo com a aplicação mais adequada. Neste capítulo serão apresentados alguns materiais voltados para a fabricação de chassis. Uma breve introdução deste componente será feita, seguida por exemplos de ligas empregadas em sua fabricação, informações sobre microestrutura, propriedades mecânicas, vantagens e limitações, entre outros.

2.1.1 Cenário automobilístico

Uma das formas de reduzir de peso dos veículos é pensar em materiais que possuam menor densidade como as ligas de alumínio, magnésio e certos polímeros reforçados com fibras de carbono [7], como já vem sendo aplicados em alguns modelos de automóveis. Entretanto seu elevado custo em comparação ao aço restringe tais materiais às linhas de fabricação de carros de alta performance e de maior valor agregado. Uma outra alternativa seria utilizar aços de resistência mecânica cada vez mais elevada, e com isso utilizar cada vez menos volume de material para a fabricação do mesmo componente [7].

Um estudo realizado pela *Lotus Engineering* [7] sobre o SUV Toyota Venza 2009 avaliou suas oportunidades de redução de massa, mudanças que foram classificadas como de alto ou baixo desenvolvimento. A proposta de baixo desenvolvimento visava a redução de 20% em peso através da aplicação de aços de alta resistência. Já veículos que sofreriam alto desenvolvimento alcançariam reduções de 40% em peso, focado no uso de materiais alternativos como alumínio, magnésio e polímeros compósitos. Hall et al. [7] observaram que, incorporando ligas da classe *advanced high-strength steel* foi possível reduzir aproximadamente 16% em peso, e os veículos de alto desenvolvimento – que usaram materiais de baixa densidade - apresentaram reduções de apenas 29%. Mesmo com grandes diferenças econômicas e de massa, as emissões com base na economia de combustível da cadeia produtiva foram praticamente as mesmas [7]. Esta disparidade é justificada na fase de produção do material, na qual materiais alternativos emitem maior

volume de gás de efeito estufa durante sua produção, negando suas vantagens durante o ciclo de vida dos veículos.

2.1.1.1 Chassi

O chassi é definido como uma estrutura de suporte que é responsável por sustentar o motor e a carroceria dos automóveis, atuando também como base onde todas as partes do veículo estão conectadas como rodas, sistema de transmissão, carroceria e até mesmo o assento (Figura 4) [10]. Este componente é projetado para suportar esforços diversos e é responsável por garantir estabilidade aos veículos e, portanto, esse componente requer materiais que possuam elevada resistência mecânica e, ao mesmo tempo que sejam capazes de absorver uma quantidade apreciável de energia de deformação provenientes de eventuais colisões. A maioria dos carros fabricados nos últimos anos possuem o chassi em aço, porém, veículos de alta performance já utilizam ligas de alta resistência de alumínio e compósitos poliméricos com fibra de carbono, por garantir maior leveza ao automóvel e comparável resistência mecânica [10].



Figura 4: Componentes conectados ao chassi de um automóvel (Adaptado de [10]).

Se o chassi estiver enfraquecido, ele poderá representar um enorme risco à segurança do carro e do motorista [12]. Por isso é importante realizar revisões periódicas e garantir a integridade estrutural do veículo. Durante um acidente, é o chassi quem atua de forma protetiva contra as deformações sofridas pelo automóvel, absorvendo grande parte da energia de colisão e impedindo lesões mais graves e fatalidade dos passageiros.

Os materiais que são selecionados para a fabricação de chassis variam de empresa para empresa, assim como o design e processo de fabricação são diferenciados para a fabricação de cada componente [11]. Os critérios para a escolha desses materiais são baseados nas mudanças tecnológicas da indústria automotiva como: redução das emissões pelos automóveis; aumento da eficiência de combustível; aumento da segurança dos veículos, redução de barulhos e vibrações; redução de custo e valorização dos veículos, entre outros [13]. Algumas classes de materiais atendem a esses critérios e serão brevemente discutidos.

2.1.2 Materiais para fabricação de chassis

Os principais materiais que atendem as exigências apresentadas na seção anterior e são utilizados na fabricação de chassis são aços de alta resistência e baixa liga (*ultra high-strength low alloy*) ou aços avançados de alta resistência (*advanced high-strength steels*), ligas de alumínio e magnésio de alta resistência e os compósitos poliméricos de fibra de carbono [7, 8]. Os aços foram, desde o princípio, o material base na fabricação de automóveis, entretanto, nos últimos 25 anos [14], outras ligas metálicas e não metálicas vêm ganhando espaço no setor automotivo por possibilitar grande redução de peso mantendo as propriedades mecânicas.

Uma nova geração de materiais tornou possível reduzir pela metade o peso dos chassis, como foi observado na linha 4x4 cabine dupla da Ford - Ford F-150 - por exemplo. A *pick-up* considerada a mais vendida do mundo entre 2014 - 2016 mudou sua carroceria sendo toda feita em alumínio para o modelo de 2015 e conseguiu tornar-se 700 quilos mais leve do que os modelos anteriores [14].

2.1.2.1 Advanced High Strength Steels (AHSS)

É uma classe de aços de alta performance capazes de promover redução de peso de até 25% pela redução de material utilizado [14]. O principal mecanismo de deformação destas ligas é o encruamento [13, 14], onde a taxa de deformação tem grande importância para determinar a microestrutura desejada. Em alguns casos o próprio processamento pode ser o responsável pela resistência mecânica final das ligas AHSS [13]. Os aços AHSS possuem alta resistência, dureza e capacidade de conformação, além de boa resistência a corrosão e baixo custo. Porém a sua elevada resistência mecânica provoca grande desgaste das ferramentas de estampagem e a redução da ductilidade durante o

processo de conformação das peças, podem ser uma limitação na produção de componentes com designs mais complexos [14].

A Figura 5 mostra que existem duas áreas com diferentes requisitos de segurança e diferentes propriedades. O compartimento rígido onde o passageiro está confinado chamada “caixa segura” é projetado para colisões de elevado impacto e com isso, a estrutura deve ser capaz de prevenir qualquer deformação que comprometa a integridade da estrutura e a segurança dos passageiros [13]. Já as chamadas “zonas de deformação” são projetadas para absorver o máximo de energia possível quando submetidos a colisões frontais ou traseiras. Absorvendo tal energia, esta região irá amortecer o impacto e ajudar a preservar a caixa segura, onde se encontram os passageiros [13].



Figura 5: Zonas de impacto em um automóvel quando ocorre acidente (Adaptado de [13]).

Desta forma, materiais ideais para a fabricação de componentes da zona de deformação por exemplo deverão ter elevada trabalhabilidade, resistência e ductilidade, como por exemplo os aços de dupla fase (*Dual Phase*), de fase complexa (*Complex phase Steels*), aços TRIP, entre outros [13]. Por outro lado, o compartimento dos passageiros (caixa segura) deverá ser fabricado com ligas que possuam elevado limite de elasticidade e de resistência a tração, como por exemplo as ligas martensíticas, aços HF (*Hot-Formed Steels*), entre outras [13]. Dentro da classe AHSS existem algumas ligas que possuem propriedades semelhantes as ligas analisadas neste trabalho, voltados para a mesma aplicação.

2.1.2.2 Aços de fase dupla (DP)

Os aços fase dupla (*dual phase*) possuem uma microestrutura composta por uma matriz ferrítica e ilhas dispersas de martensita, como apresentado na Figura 6 [13].

Apresentam excelente trabalhabilidade, boa soldabilidade, elevada resistência e alongamento, alta taxa de encruamento e absorção de energia. Tais propriedades são observadas graças a combinação entre uma fase macia e outra muito dura que resulta em um excelente balanço resistência-ductilidade, extremamente requisitado pela indústria automotiva [12, 13].

Os aços DP podem ser formados tanto a quente quanto a frio. Se forem laminados a quente, o resfriamento é controlado para produzir uma estrutura ferrítico-martensítica a partir da austenita [13]. Se forem recozidos ou temperados, a estrutura final será produzida a partir de ferrita-austenita, que após a têmpera transforma a austenita residual em martensita. Tamarelli et al. [13] afirmaram que a fase ferrítica é excepcionalmente dúctil e absorve a deformação ao redor das ilhas de martensita, permitindo um alongamento uniforme com elevada taxa de encruamento e resistência a fadiga (Figura 6).

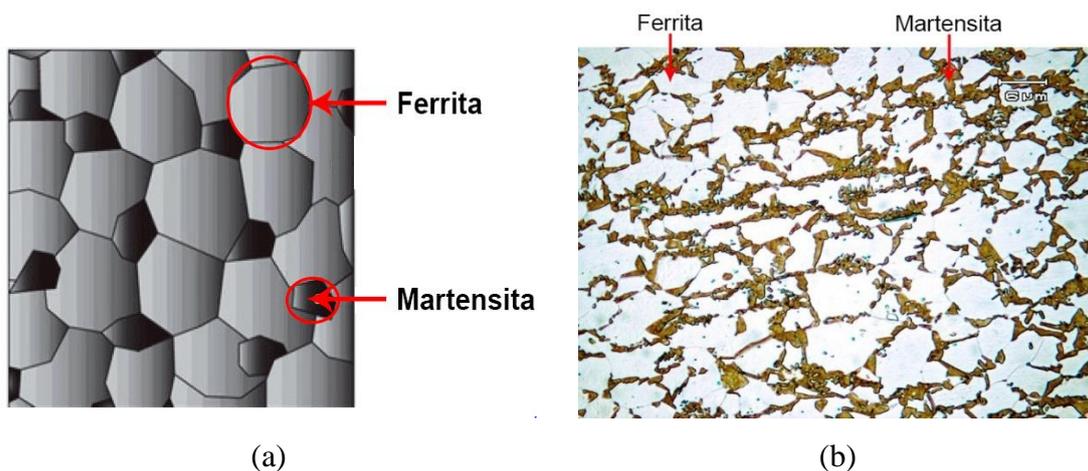


Figura 6: (a) Esquema da microestrutura da liga DP e (b) metalografia de um aço *dual phase* resfriado em água a partir de 775°C (Adaptado de [12, 15]).

A Figura 7 mostra apresenta uma comparação entre o comportamento mecânico das ligas DP e HSLA (*High-Strength Low-Alloy*), onde seus limites de elasticidade são similares – em torno de 350 MPa – porém o limite de resistência e tenacidade das ligas DP se mostra superior (600 MPa contra 500 MPa do HSLA), ou seja, as ligas DP encruam atingindo elevados valores de tensão, resultando em um aumento de absorção de energia para um dado valor de deformação (área abaixo da curva é maior) [7]. Portanto, esta classe de materiais se adequa em aplicações que exigem grande capacidade de absorção, como na zona de deformação dos automóveis.

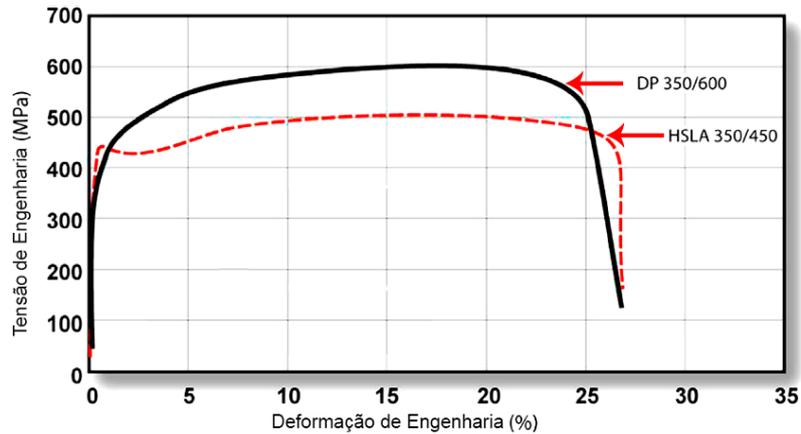


Figura 7: Comparação entre as curvas tensão x deformação das ligas HSLA e DP (Adaptado de [7]).

2.1.2.3 Aços TRIP

Os aços TRIP são ligas que possuem microestrutura multifásica de matriz ferrítica com agregados de fases duras como a martensita e bainita (Figura 8), além de conter um pouco de austenita retida (em torno de 5%) [13]. Esses aços receberam este nome devido ao seu comportamento durante a deformação plástica, onde uma transformação de fase de austenita em martensita acontece junto a uma dispersão de fases duras [13]. A Figura 8 (b) apresenta uma micrografia de um aço TRIP, onde é possível observar as fases presentes exceto a austenita retida, pois não há resolução suficiente para identificá-la. Essas ligas possuem elevados teores de carbono que cumpre o papel de estabilizar a fase austenítica à temperatura ambiente. Certas concentrações de silício e alumínio são adicionadas com intuito de acelerar a formação de ferrita e bainita enquanto suprime a formação de carbeto nessas regiões [13].

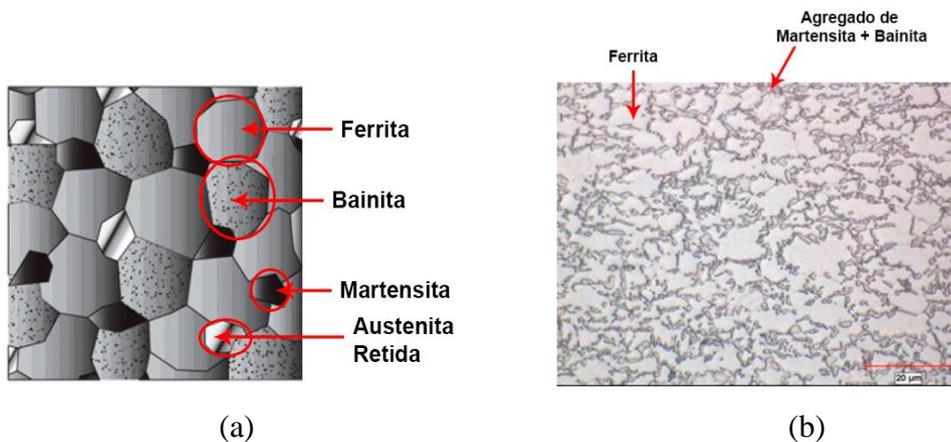


Figura 8: (a) Esquema de uma microestrutura típica de um aço TRIP e (b) micrografia de um aço TRIP 690 (Adaptado de [13, 17]).

O efeito TRIP, mecanismo de endurecimento atuante nessas ligas, promove altas taxas de encruamento que endurecem a liga a níveis elevados. A quantidade de tensão necessária para iniciar a transformação é diretamente dependente da estabilidade da austenita, que varia segundo o teor de carbono, tamanho dos grãos, morfologia e teor de elementos de liga, entre outros [13]. Quanto mais instável for a austenita, mais rápido o início da transformação irá acontecer, quase junto do início da deformação plástica. De forma análoga, com maior estabilidade a transformação austenita-martensita é retardada até que maiores níveis de tensão sejam atingidos, e é este retardo que permite a austenita remanescente absorver grande quantidade de deformação durante uma colisão, antes de transformar-se em martensita [13]. Este comportamento pode ser observado na Figura 9, onde as ligas mais instáveis apresentam maiores valores de encruamento e consequentemente limite de resistência mais elevados. É possível observar a grande diferença em termos de propriedades mecânicas dos aços TRIP em relação aos aços comum ao carbono, comprovando que este efeito de transformação induzida por deformação é responsável pela elevada resistência mecânica dessas ligas.

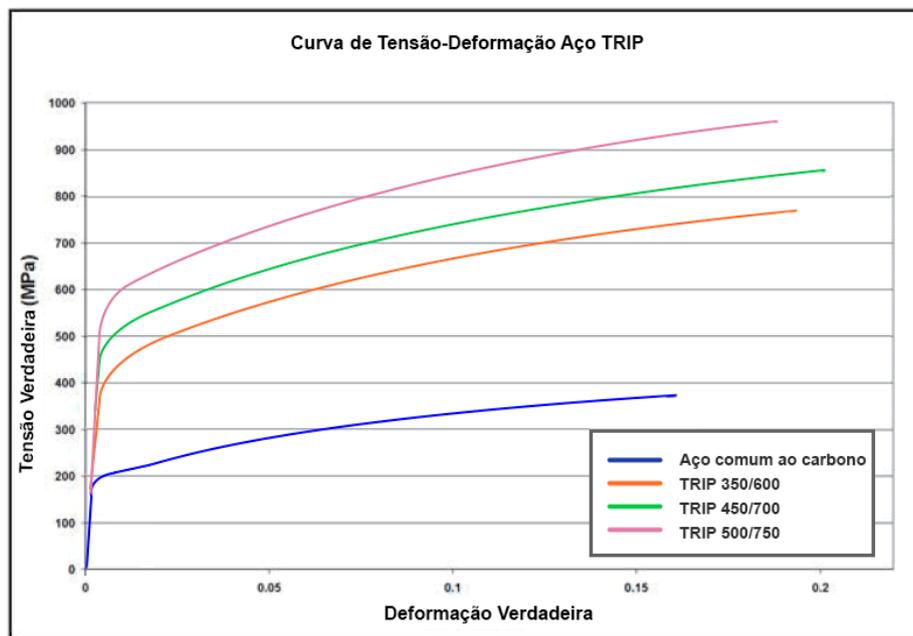


Figura 9: Curva tensão x deformação para diversos aços TRIP, comparando com um aço comum ao carbono (Adaptado de [13]).

Como resultado das altas taxas de encruamento, os aços TRIP possuem excelente conformabilidade, ductilidade e alta capacidade de alongamento, que permitem a fabricação de peças complexas. Analisando a Figura 10, que compara-os com os aços de

fase dupla (DF) e de alta resistência e baixa liga (HSLA) - outras ligas da classe AHSS – com os aços TRIP, é possível notar um maior desempenho tanto em limite de resistência quanto em alongamento dos aços TRIP em relação aos demais. Desta forma pode-se afirmar que sua resistência e capacidade de absorção de energia serão maiores e mais expressivos em componentes automobilísticos.

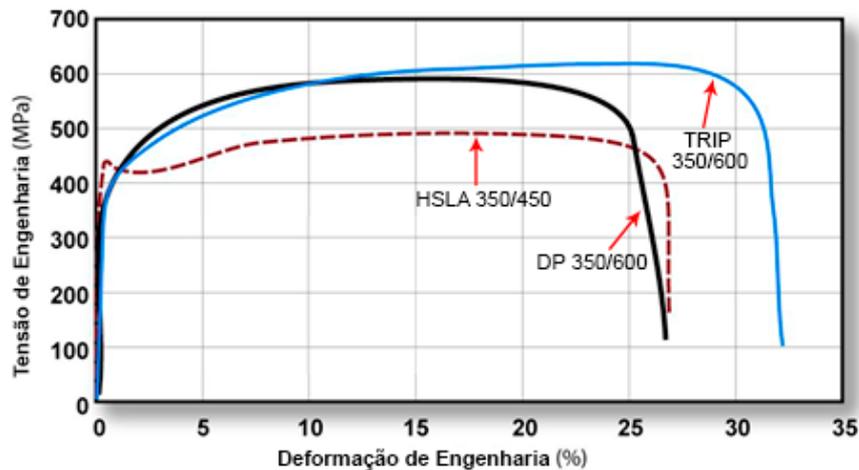


Figura 10: Curva tensão x deformação para os aços TRIP, DP e HSLA (Adaptado de [17]).

2.1.2.4 Ligas de alumínio

Considerada uma alternativa mais leve porém mais cara, se comparada ao aço, as ligas de alumínio possuem potencial de redução de peso em até 60% e estão sendo cada vez mais empregadas na fabricação de componentes que exigem materiais com alta estampabilidade [2, 13]. A Figura 11 apresenta um gráfico que relaciona o limite de elasticidade com a densidade de certos materiais – muito empregado para seleção de materiais. A partir dos resultados obtidos por Leary et al. [16], é possível observar o potencial das ligas de alumínio na redução de peso, já que possuem limite de elasticidade compatível aos aços porém com densidade muito menor ($2,7 \text{ g.cm}^{-3}$ contra $7,8 \text{ g.cm}^{-3}$ do aço) [8]. Outra observação feita por Leary, a partir do gráfico, foi que materiais de baixa densidade são melhores utilizados em componentes que exigem condições complexas de carregamento, como capôs, tampas e porta dos veículos [2].

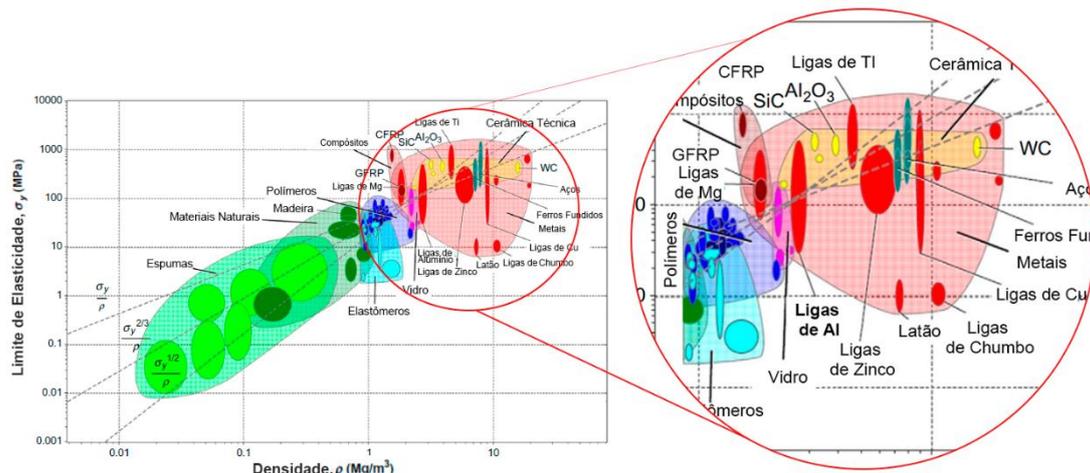


Figura 11: Gráfico Limite de elasticidade x densidade para alguns materiais (Adaptado de [2]).

As ligas de alumínio empregadas na fabricação de chapas fazem parte das séries 5xxx (Al-Mg) e 6xxx (Al-Mg-Si). Essas ligas apresentam boa rigidez, resistência a tração entre 190 – 300 MPa e considerável absorção de energia [8, 13]. A substituição do aço convencional pelas ligas de alumínio oferece economia substancial de peso, o que leva maior economia de combustível, melhor desempenho do veículo e uma ótima oportunidade para aumentar o nível de tecnologia e performance dos veículos, tudo isso mantendo um rigoroso padrão de segurança em caso de colisão [2]. Além disso, as ligas de alumínio podem ser moldadas pelos métodos convencionais de conformação, soldagem e pintura empregada aos aços seguem uma linha similar aos aplicados aos aços. De uma perspectiva de fabricação e desempenho, essas ligas são candidatos ideais para esforços de redução de peso veicular [2]. Do ponto de vista econômico, possuem custo mais elevado do que os aços, e certas limitações quanto à união com outros materiais, menor faixa de alongamento e menor conformabilidade em comparação às ligas ferrosas [8, 11].

As futuras ligas de alumínio visam alcançar resistência à tração da ordem de 500 MPa, para tornarem-se competitivas com os aços AHSS. Dentro deste contexto, uma tecnologia patenteada [8] por volta de 2016 pela *Ford Motor Company* consiste em uma combinação de tratamento térmico e conformação mecânica visando aumentar a resistência das ligas de alumínio. O tratamento térmico é realizado com o intuito de aumentar a capacidade de conformação, em seguida - dentro de 30 min – o material é estampado (conformação mecânica). Posteriormente a peça sofre outro tratamento

térmico para elevar resistência [8]. Um exemplo é a pick-up Ford F-150, mencionado na seção 2.1.2.

Rohith et al [18] comparou a resistência mecânica e microestrutura da liga de alumínio A356 com um material compósito composto por uma matriz de A356 reforçada com partículas WC em até 4 %p, ambos empregados na fabricação de chassis. Análises via microscopia eletrônica de varredura (MEV), testes de dureza, metalografia (Figura 12) e simulações computacionais comprovaram que o material compósito obteve melhor performance em comparação com a liga de alumínio convencional, graças a presença dos carbeto de tungstênio (WC) como endurecedores, que promoveram aumento considerável na resistência mecânica [18].

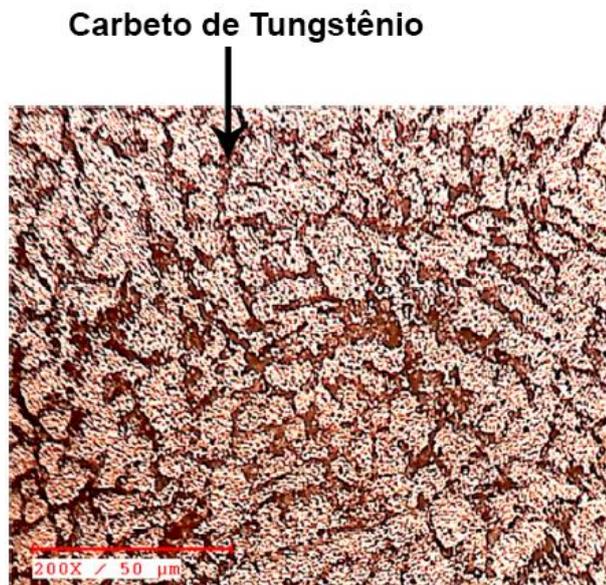


Figura 12: Imagem via microscópio óptico da distribuição dos carbeto de tungstênio na liga A356 (Adaptado de [18]).

Este trabalho é um exemplo dos diversos estudos que tem sido desenvolvido visando aumentar as propriedades mecânicas das ligas de alumínio, e torná-las cada vez mais atraentes na aplicação em componentes estruturais dos automóveis, sendo uma opção aos aços de elevada resistência.

2.1.2.5 Ligas de magnésio

As ligas de magnésio têm potencial de redução de peso dos componentes de 30% à 70% e são classificadas como as ligas metálicas de menor densidade dentre todos os metais estruturais ($1,8 \text{ g.cm}^{-3}$) [8, 18]. São ligas que possuem apreciável rigidez,

usinabilidade e resistência mecânica que varia de 180 MPa à 300 MPa - compatíveis com aços macios que sofrem estampagem – permitindo ao magnésio ser aplicado na fabricação de componentes estruturais [8]. Por outro lado, são consideradas ligas de elevado custo, ductilidade ainda menor do que as ligas de alumínio, não são conformadas à temperatura ambiente, os desafios no âmbito da corrosão e com produtividade não atendem à demanda automobilística (produção em larga escala) [8, 18]. O aumento do uso das ligas de magnésio é limitado a diversos desafios técnicos, sendo atualmente utilizada na fabricação de peças fundidas para conjuntos de transmissão (Figura 13).

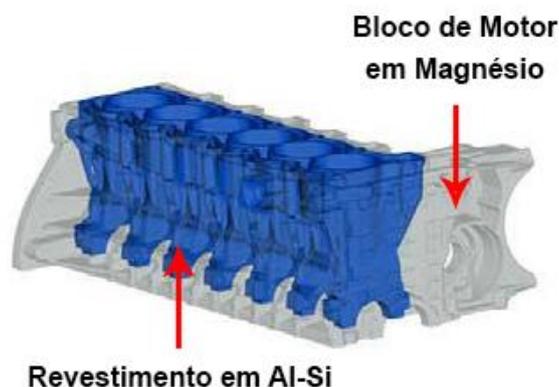


Figura 13: Bloco de motor BMW fundido em magnésio com revestimento em Al-Si (Adaptado de [19]).

Para superar suas limitações em ductilidade, as ligas de Mg podem sofrer adições de alguns elementos de terras raras visando melhorar a absorção de energia para atender às exigências de colisão deste mercado [14]. A *United States Automotive Materials Partnership* (USAMP) possui um projeto de desenvolvimento das ligas de magnésio voltado para novas aplicações automobilísticas chamado “Magnesium Vision 2020” [19] e que atua nas seguintes áreas: aumento da resistência à corrosão através do desenvolvimento de novas ligas e revestimentos; melhoria na qualidade da fundição e ductilidade com a redução da porosidade e outros defeitos; desenvolvimento de ligas forjadas de menor custo para estampagem, extrusão e forjamento [8, 14].

Apesar de certas limitações, as ligas de alumínio e magnésio ganham cada vez mais espaço na fabricação de peças de automóveis de maior valor agregado e alta performance, onde seu custo mais elevado é compensado pelo desempenho desses veículos. Sendo assim, carros ditos como populares ainda possuem grande parte de sua estrutura composta por diferentes graus de aço (Figura 14). Já automóveis como por

exemplo o Audi A8 são constituídos essencialmente por ligas em alumínio e apresentam apenas 17% de sua estrutura em aço (Figura 15) [20].

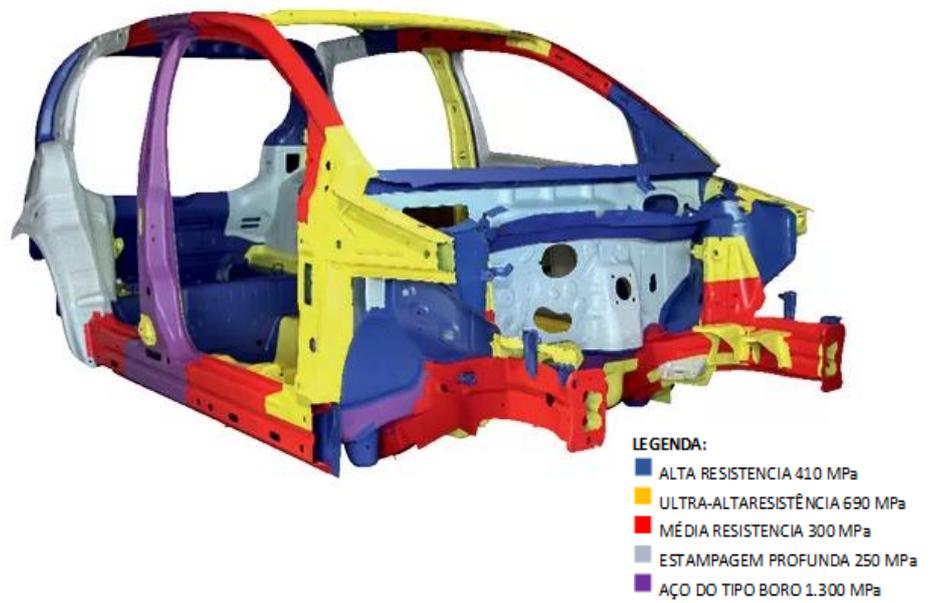


Figura 14: Estrutura do Volkswagen Up (Adaptado de [21]).

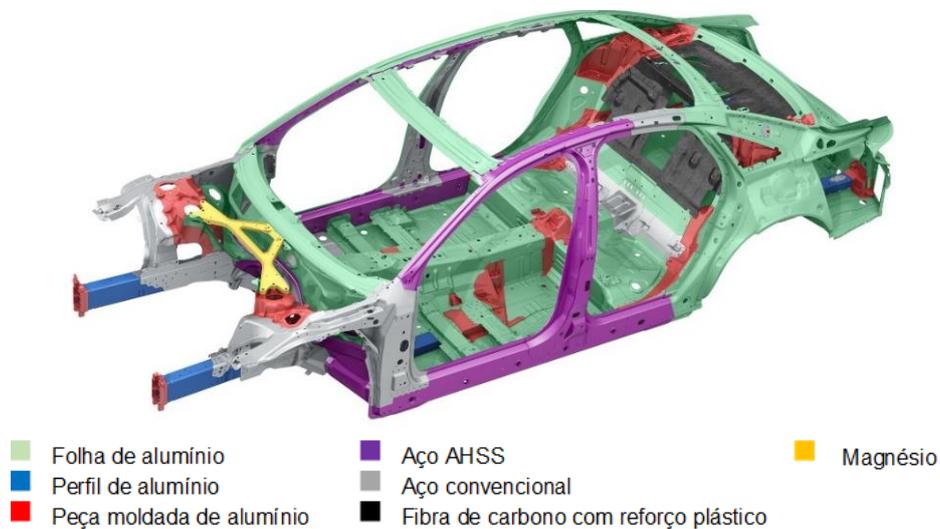


Figura 15: Estrutura do Audi A8 modelo 2018 (Adaptado de [20]).

2.1.2.6 Polímeros reforçados com fibra de carbono

Apesar de ter metade do peso de um aço, as fibras de carbono são quatro vezes mais fortes e tem potencial de redução de peso dos veículos em mais de 70%. São materiais compósitos onde as fibras de carbono são responsáveis por fornecer resistência mecânica, enquanto o polímero fornece a coesão da matriz para proteger e manter as

fibras juntas, garantindo certa resistência ao conjunto [8]. As fibras de carbono oferecem propriedades direcionais muito distintas dos metais aplicados no setor automobilístico e podem alcançar reduções mássicas não alcançáveis por metais, elevada dureza e resistência mecânica, além de permitir a fabricação de componentes com geometria complexa [8, 14]. As propriedades e performance deste material compósito varia de acordo com a resistência, comprimento, direcionalidade e quantidade de fibras de carbono, além da escolha da matriz polimérica que será utilizada [8].

Por outro lado, o alto custo na produção das fibras e as baixas taxas de processamento em que esses componentes podem ser fabricados são suas maiores limitações, já que o tempo previsto para adicionar as fibras em um molde, injetar o polímero e permitir que a peça seja ajustada é da ordem de minutos [8]. Certas limitações em modelagem e quantidade insuficiente de fibra que atenda à demanda automotiva são outros desafios enfrentados na aplicação deste material atualmente [14].

Polímeros reforçados com fibra de carbono são populares para produtos de luxo, segmentos de elevada tecnologia, no ramo esportivo pela elevada capacidade de redução de massa. Esses materiais de alto custo, que também podem ser reforçados com vidro ou outras fibras, são mais adequados para menores volumes de fabricação devido ao tempo empregado durante os ciclos de moldagem [8]. Não existem, portanto, previsões em que esses materiais sejam aplicados em veículos de maior volume de produção e menor custo, muito embora novas tecnologias para redução de custo das fibras estejam sendo desenvolvidas.

Analisando todos os materiais como alternativa para a redução de peso, a escolha de aços de alta resistência mecânica ainda é considerada como a melhor solução para produção em larga escala, por possuírem vantagens que ainda não são contrapostas pelas demais ligas. Os aços ainda estão entre os materiais de menor custo, possuem boa deformabilidade (ductilidade), sua produção em larga escala atende à demanda da indústria que já tem uma rota de processamento bem estabelecida neste segmento. Pensando nisso, outras ligas ferrosas que antes não faziam parte deste nicho agora tentam se adequar as exigências e tornarem-se competitivas neste mercado. Como exemplo tem-se os aços inoxidáveis, que demonstram grande potencial neste segmento, como será visto no próximo capítulo.

2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS PARA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA

Os aços inoxidáveis, conhecidos por sua elevada resistência à corrosão em ambientes agressivos, também são alvo de estudos para melhorias em propriedades mecânicas permitindo sua aplicação no setor automobilístico, em especial os aços inoxidáveis austeníticos que possuem grande capacidade de absorção de energia. Nesta primeira seção os aços inoxidáveis serão brevemente apresentados e em seguida, definição e exemplos de aços austeníticos voltados para a setor automotivo, bem como suas propriedades e aplicações para este segmento.

2.1.3 Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas ferro carbono, com altos teores de elementos de liga como o cromo (acima de 11,5%p), níquel, molibdênio, entre outros [22]. O cromo é um elemento vital pois confere maior resistência à corrosão e a oxidação desses aços. Esta propriedade é alcançada pela formação de uma camada passivadora formada por óxidos de cromo que reduz a taxa de corrosão superficial da liga, atuando como barreira entre o metal e o meio oxidante (Figura 16 (a)) [23, 24]. Além da resistência à corrosão, este material também apresenta maior resistência à oxidação à altas temperaturas em relação a outras classes de aço [24].

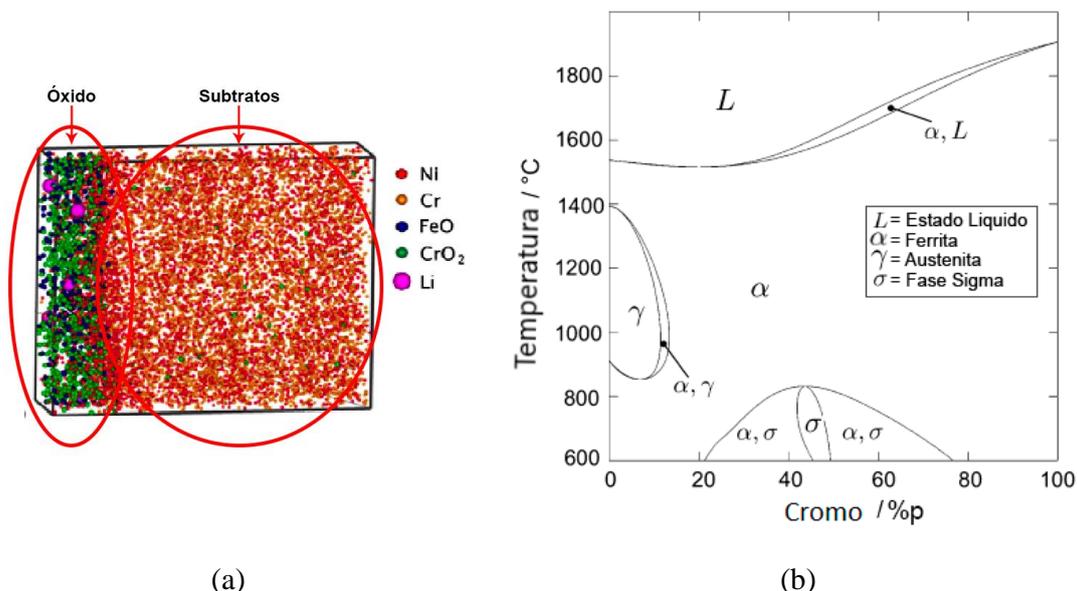


Figura 16: (a) Tomografia de sonda atômica (APT) mostrando os átomos de óxido de cromo cobrindo o aço inoxidável 316 que foi exposto às condições de um reator nuclear de água pressurizada (PWR) e (b) Diagrama de equilíbrio Fe-Cr. “L” significa fase líquida e o composto intermetálico de ferro-cromo é fase sigma, rotulado σ (Adaptado de [25]).

É possível classificar, de acordo com a composição química e aplicabilidade, os aços inoxidáveis em cinco grupos: austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex e endurecíveis por precipitação, onde o primeiro será abordado de forma mais aprofundada pois corresponde à classe da liga analisada neste trabalho.

A Figura 16 (b) apresenta o diagrama binário Fe-Cr, que mostra a restrição do campo γ para teores de cromo em até 13%p aproximadamente, e temperaturas de 900°C até 1400°C [25]. É possível classificar dentro das ligas Fe-C, elementos que são estabilizadores da fase ferrítica (ferritizantes) como Si, Cr, Mo, Ti ou da fase austenítica (austenitizantes) Ni, Mn, Co [26]. Para obtenção da fase austenítica à temperatura ambiente é necessário adições de elementos austenitizantes que permitem estabilizar a fase γ e aumentar seu campo no diagrama de equilíbrio termodinâmico [27]. Uma maneira de quantificar a influência desses dois grupos de elementos são as relações de Cr equivalente e Ni equivalente:

$$Cr_{eq} = \%Cr + 1,5\%Si + \%Mo \quad (1)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30(\%C + \%N) + 5(\%Mn + \%Cu + \%Co) \quad (2)$$

A Equação 1 expressa a influência dos elementos ferritizantes e a Equação 2 apresenta a contribuição dos elementos austenitizantes sobre a estabilização das fases [26].

2.1.3.1 Aços inoxidáveis austeníticos

Também conhecido como aço Ferro-Cromo-Níquel, este grupo é um dos aços inoxidáveis mais utilizados nos últimos anos, cerca de 70% do total, e suas aplicações abrangem a indústria alimentícia, equipamentos industriais, aplicações químicas, engenharia energética, criogenia, indústria de construção etc. Possuem entre 18 a 25%p de Cr; 8 à 20%p de Ni e baixo teor de C [23, 27]. São chamados de aços austeníticos devido à presença da fase austenítica à temperatura ambiente.

Esta classe de aço possui uma excepcional resistência à corrosão, excelente trabalhabilidade, resistência em temperaturas elevadas, estabilidade a temperaturas criogênicas, boa soldabilidade, entre outros [27 – 29]. Sua excelente capacidade de deformação é dada pela sua estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), graças ao

mecanismo de dissociação de discordâncias em mais planos de deslizamento [27]. O níquel, além de atuar como forte estabilizador da austenita também melhora consideravelmente a resistência à corrosão e à oxidação em altas temperaturas [23].

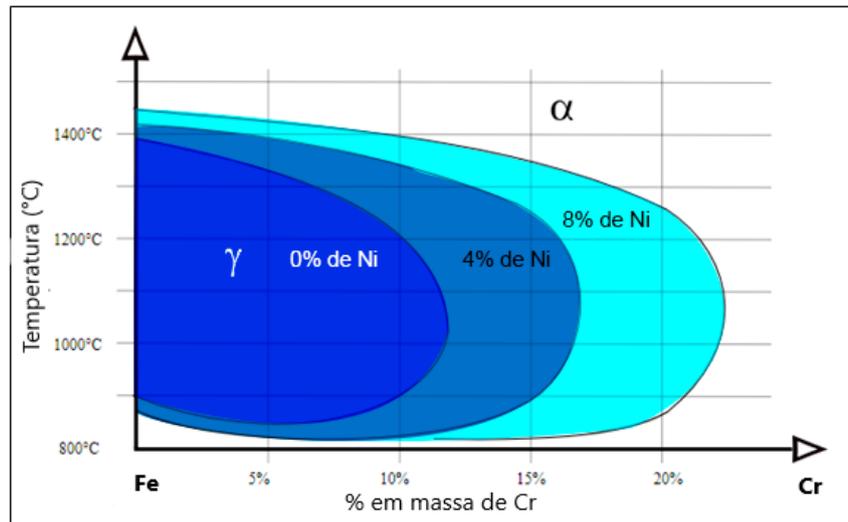


Figura 17: Influência do níquel sobre o campo austenítico no diagrama de equilíbrio Fe-Cr (Adaptado de [26]).

A combinação de 18%p de cromo com certo teor de níquel expande significativamente o campo austenítico (Figura 17) [28] e, portanto, estabiliza cada vez mais a fase austenítica à medida que a temperatura diminui. O aço austenítico mais comum 18/8 - com cerca de 8%p de Ni em um aço inoxidável de 18%p de cromo – sofre uma diminuição da temperatura de início da transformação martensítica (M_s) até abaixo da temperatura ambiente, mantendo a austenita estável após o resfriamento [25]. Além disso, outros elementos também são adicionados visando aprimorar outras propriedades como por exemplo o molibdênio e o silício, que aumentam a resistência mecânica tanto pelo endurecimento por solução sólida quanto pelo efeito sobre a energia de falha do empilhamento [29].

Marshall [30], em 1984, escreveu que os aços inoxidáveis austeníticos possuem alta ductilidade e boa resistência ao impacto em baixas temperaturas, sendo candidatos ideais para aplicações criogênicas. Como exemplo, essas ligas são empregadas na fabricação de tubos, bombas e válvulas para a indústria petroquímica [31]. Outra propriedade dessas ligas faz referência ao seu caráter magnético, sendo classificadas como ligas paramagnéticas. Isto quer dizer que sua magnetização é considerada desprezível na presença de um campo magnético aplicado e, portanto, são úteis na

fabricação de componentes que não devem ser sensíveis a campos magnéticos externos como scanners corporais e equipamentos de aplicação médica [22].

Alguns fenômenos indesejáveis susceptíveis aos aços inoxidáveis austeníticos são a corrosão intergranular, ocasionada pela precipitação de carbeto de cromo [23] e a corrosão sob tensão particularmente na presença de íons de cloreto, onde apenas alguns p.p.m. podem ser extremamente danosos [25]. Uma medida para evitar corrosão intergranular consiste na adição de elementos ávidos por carbono para formação de outros carbetos, como o TiC e NbC, que inibem a precipitação dos carbetos de cromo, deletérios a liga. Uma das medidas para escapar da corrosão sob tensão, por sua vez, é aumentar os teores de níquel em solução [25].

Duas grandes limitações dos aços inoxidáveis austeníticos serem uma opção atrativa à indústria automotiva são seu custo – já que são aços de alta liga compostos por elementos de elevado custo em grandes quantidades – e sua menor resistência mecânica se comparados aos aços da classe AHSS empregados neste setor. Pensando nisso, novas ligas têm sido desenvolvidas visando contornar estes obstáculos, na concepção de aços austeníticos de menor custo – mudando sua composição química – e na elaboração de processos que aumentem as propriedades mecânicas destes aços. Na próxima seção serão apresentados alguns exemplos de aços inoxidáveis austeníticos com composição química diferenciada visando redução de custo e melhorias em propriedades mecânicas. Na seção seguinte o processo *cryorolling* – empregado para aumento da resistência mecânica – será discutido por ser o processamento escolhido para as ligas analisadas neste trabalho.

2.1.4 Aços inoxidáveis para a indústria automobilística

Os aços inoxidáveis austeníticos comerciais são ligas com grande potencial para aplicações estruturais, porém não são competitivas do ponto de vista econômico com as ligas da classe AHSS já que apresentam em sua composição química um elevado teor de níquel. Portanto, novas ligas estão sendo desenvolvidas com o objetivo de aprimorar as propriedades mecânicas e reduzir o custo com a substituição do níquel por elementos de menor valor agregado como Mn e N. Como exemplo, tem-se os aços inoxidáveis livres de níquel e os aços austeníticos a base de nitrogênio [4, 33, 34] que possuem propriedades mecânicas, características não-magnéticas e resistência a corrosão superiores aos aços inoxidáveis austeníticos convencionais.

Hariharan et al [32] verificaram que essas ligas podem promover reduções de peso dos veículos em até 50% e por consequência, reduções de espessura de 2,5 mm para 1,2 mm, sendo potenciais substitutas dos aços aplicados em estampagem profunda dentro do segmento automobilístico. Balachandran et al [33] analisaram a influência dos teores de C e N sobre as propriedades mecânicas dos aços austeníticos livres de níquel (Figura 18), com composição base de aproximadamente 18%p Cr - 18%p Mn.

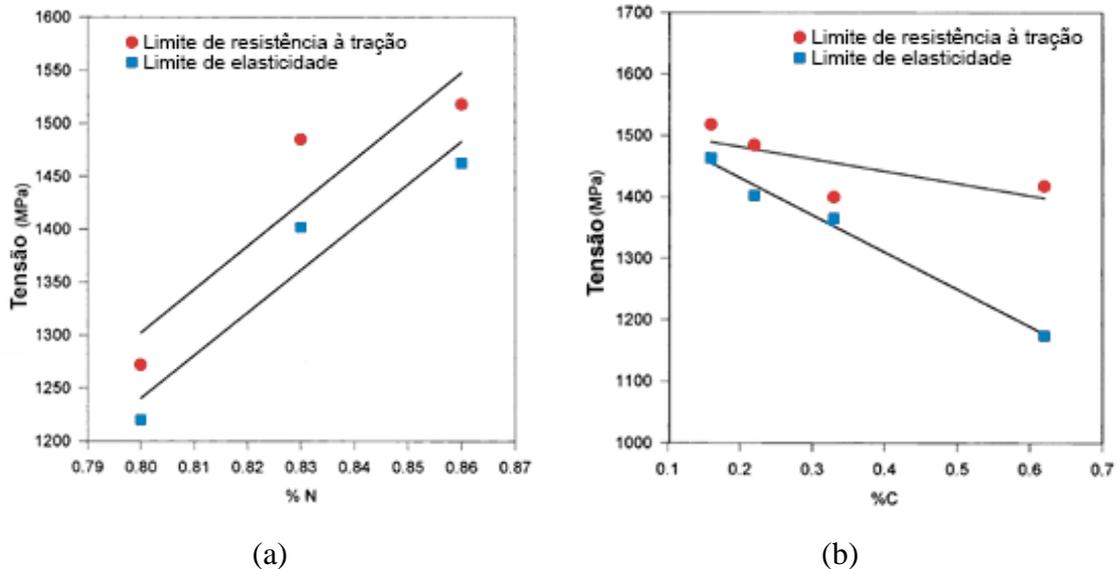


Figura 18: (a) Efeito da %p N na resistência mecânica de aços com 0,1%p C laminados a quente; (b) Efeito da %p C na resistência mecânica de aços com aproximadamente 0,8%p N laminados a quente (Adaptado de [4]).

Observa-se um aumento da resistência mecânica diretamente proporcional ao aumento dos teores de N numa liga com 0,1%p C (Figura 18 (a)). Entretanto, com o aumento dos teores de C para um aço com 0,8%p de N, houve redução da resistência mecânica (Figura 18 (b)) devido à formação de precipitados nitreto lamelares, também observado por Ikegami et al [6]. Segundo pesquisadores, essa precipitação de nitretos nos contornos de grão tem como consequência redução da ductilidade desses materiais.

Os aços austeníticos a base de nitrogênio possuem elevada resistência mecânica, alto coeficiente de encruamento, alta resistência ao impacto e resistência a fadiga, com boa estabilidade térmica, resistência a corrosão e ao desgaste se comparados aos aços inoxidáveis convencionais [32]. São diversas as possíveis aplicações dessa liga em componentes automotivos como por exemplo partes estruturais e de reforço de veículos, pois exigem alta resistência a fadiga, boa soldabilidade e conformabilidade. Outras importantes aplicações são possíveis como em carrocerias, chapas metálicas de cabine e

as colunas estruturais, que devem possuir elevado expoente de encruamento, resistência à fratura e elevada capacidade de absorção de energia [32].

Os aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis (MASSs) fazem parte do grupo dos aços inox austeníticos com maiores teores em Mn e N e reduções em Ni, com microestrutura austenítica que se transforma em martensítica durante deformação [34]. Estes pertencem a classe dos aços inoxidáveis ASTM 301 e 302, e se assemelham aos aços inoxidáveis austeníticos ASTM 304, porém contém teores maiores em carbono (tipicamente na faixa de 0,08 a 0,10%p), sendo projetados para prover alta resistência em condições de trabalho a frio [35]. Recentemente tem crescido o interesse no uso desses aços pela necessidade de redução do consumo de combustível, além de garantir veículos cada vez mais seguros. Aplicações como partes estruturais, tanques de combustível e componentes absorvedores de energia em caso de impacto são as mais empregadas para este material no segmento automobilístico [34].

Os MASS são considerados ligas promissoras dentre os vários materiais que podem ser aplicados em automóveis, pois apresentam boas propriedades de colisão e elevada conformabilidade, ideais para os processos de hidroconformação e estampagem profunda presentes no setor automotivo [35]. Se comparado aos aços TRIP ou DP, os MASSs apresentam duas vezes maior resistência para uma determinada ductilidade. Esta característica permite a fabricação de designs de peças de geometria complexas, muito mais leves e ao mesmo mais resistentes mecanicamente. Por exemplo, a estrutura do automóvel produzida a partir dessa liga (AISI série 200) pôde reduzir em 40% seu peso, comparando com os designs para aços comuns ao carbono empregados com esta aplicação [35].

Young Hwan Kim et al [34] observaram o comportamento mecânico de um aço austenítico metaestável sob três diferentes condições: 204M simboliza uma liga do tipo ASTM 204 de composição química 16Cr-9Mn-3Ni-0,25N modificada, 301L é um aço metaestável – com forte tendência a formação de martensita porém baixo teor de N - e 219 um aço estável. Sobre tensões externas, as ligas 301L e 204M sofrem um aumento considerável da taxa de encruamento causado pela transformação austenita-martensita desses materiais (Figura 20 (b)), o que justifica sua elevada resistência mecânica observada na Figura 19 (a). A adição de nitrogênio também proporciona aumento em resistência mecânica para os MASSs devido ao seu efeito endurecedor em solução sólida (liga 301L). Em contra partida, há uma queda natural em ductilidade proveniente do ganho em resistência mecânica quando submetidos em trabalho a frio [34].

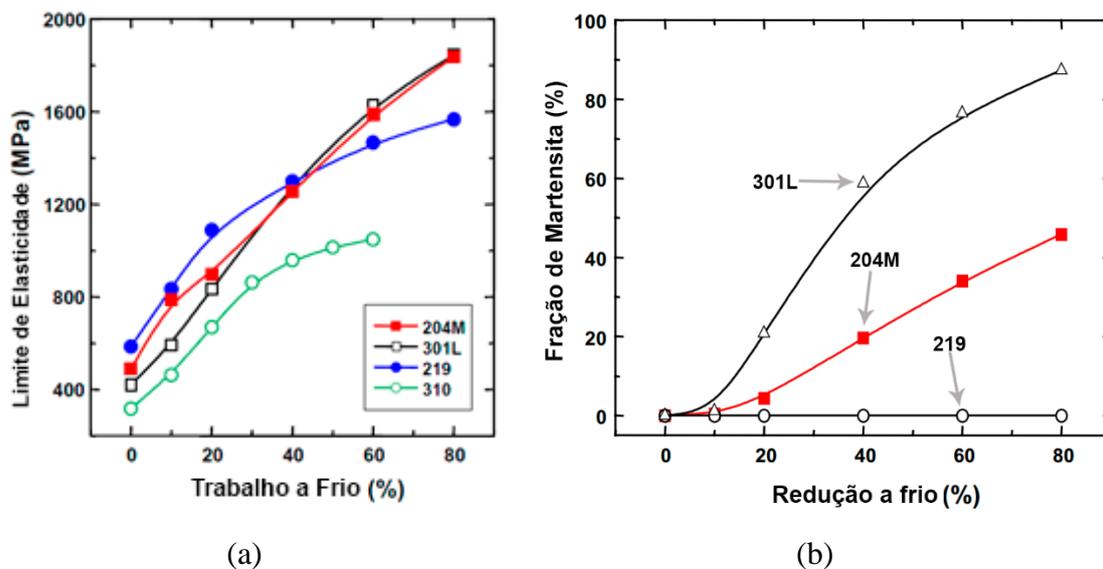


Figura 19: Efeito do trabalho a frio sobre (a) o limite de escoamento; (b) Fração de martensita induzida por deformação nos MASSs (Adaptado de [34]).

Kim et al [34] puderam observar a partir da Figura 20 que o limite de escoamento das ligas na condição recozida foi maior para a liga estável 219 e apresentou menor valor para o aço 301L metaestável, indicando sua forte dependência ao teor de nitrogênio no aço. Além disso, nota-se que o aço 204M foi a liga que apresentou maior ductilidade, em que o efeito TRIP teve papel importante na tenacidade deste material. De acordo com a Figura 19 (b), a liga 204M mantém uma taxa de transformação martensítica linear mesmo para elevadas deformações, e segundo Kim et al [34] este efeito aumenta a uniformidade de deformação, e assim, permite maior alongamento à fratura (ductilidade) em comparação com os aços 301L e 219.

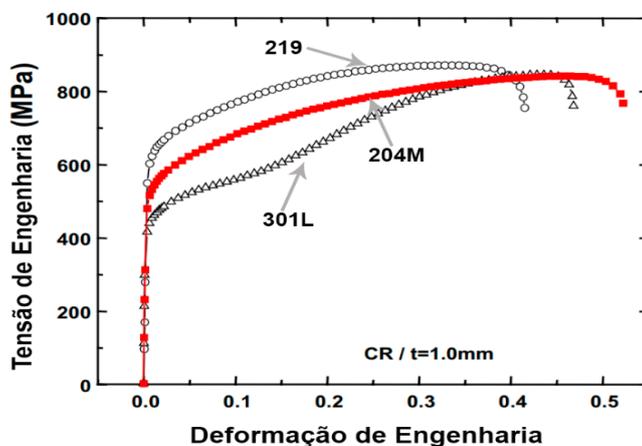


Figura 20: Curvas de tensão-deformação para MASS em estado recozido (Adaptado de [34]).

Kim et al [34] também afirmaram que os MASS possuem excelente soldabilidade e que combinado a sua conformabilidade, permitem garantia de propriedades similares a solda e o processo de hidroconformação de tubos, além de apresentar elevada resistência à fadiga e resistência a corrosão. Como consequência, a durabilidade dos componentes estruturais pode ser consideravelmente aumentada com o uso desse material.

2.1.5 Processo *Cryorolling*

Sabe-se que os aços inoxidáveis austeníticos possuem propriedades muito atrativas para aplicações automobilísticas como sua grande capacidade de deformação, facilidade de conformação mecânica e boa soldabilidade. Como limitação, entretanto, possui baixo limite de elasticidade. Como alternativa existem diversas formas de aumentar a resistência mecânica dessas ligas como refino de grão, endurecimento por solução sólida ou por deformação plástica (encruamento), onde o último é o mais atrativo no cenário moderno industrial [36]. No entanto, durante a laminação (conformação a quente), o mecanismo de recuperação dinâmica pode dar início e reduzir a resistência mecânica da microestrutura já deformada. Com o intuito de contornar esses resultados desfavoráveis surgiu o processo *cryorolling*, que consiste no trabalho a frio em peças que sofrem resfriamento térmico em nitrogênio líquido, ou seja, conformação mecânica em baixíssima temperatura Figura 21 [36].

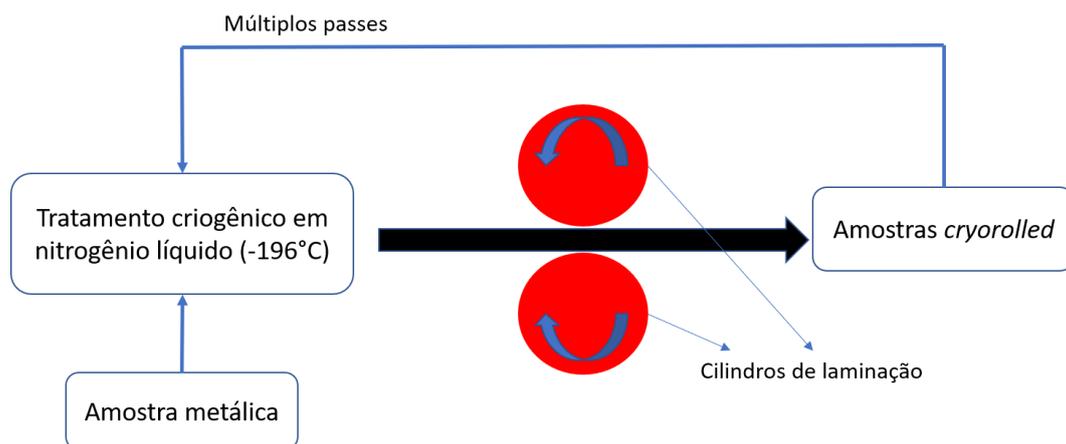


Figura 21: Fluxograma do processo *cryorolling* para uma liga metálica.

Esta técnica é comumente empregada na preparação de ligas não ferrosas de alta performance, mas estudos têm surgido envolvendo ligas ferrosas, principalmente para os aços inoxidáveis austeníticos. Xiong et al [36] realizaram ensaios sob amostras de aço

austenítico 316LN que foram tratadas termicamente em nitrogênio líquido durante 10 minutos e em seguida sofreram passes de laminação com reduções de 30%, 50% 70% e 90%. Foi possível observar que o processo *cryorolling* melhora substancialmente as propriedades mecânicas através da geração de nano-grãos durante a deformação em baixas temperaturas, já que aumenta consideravelmente a densidade de discordâncias, maclas de deformação e martensita induzida por deformação com o aumento da deformação aplicada.

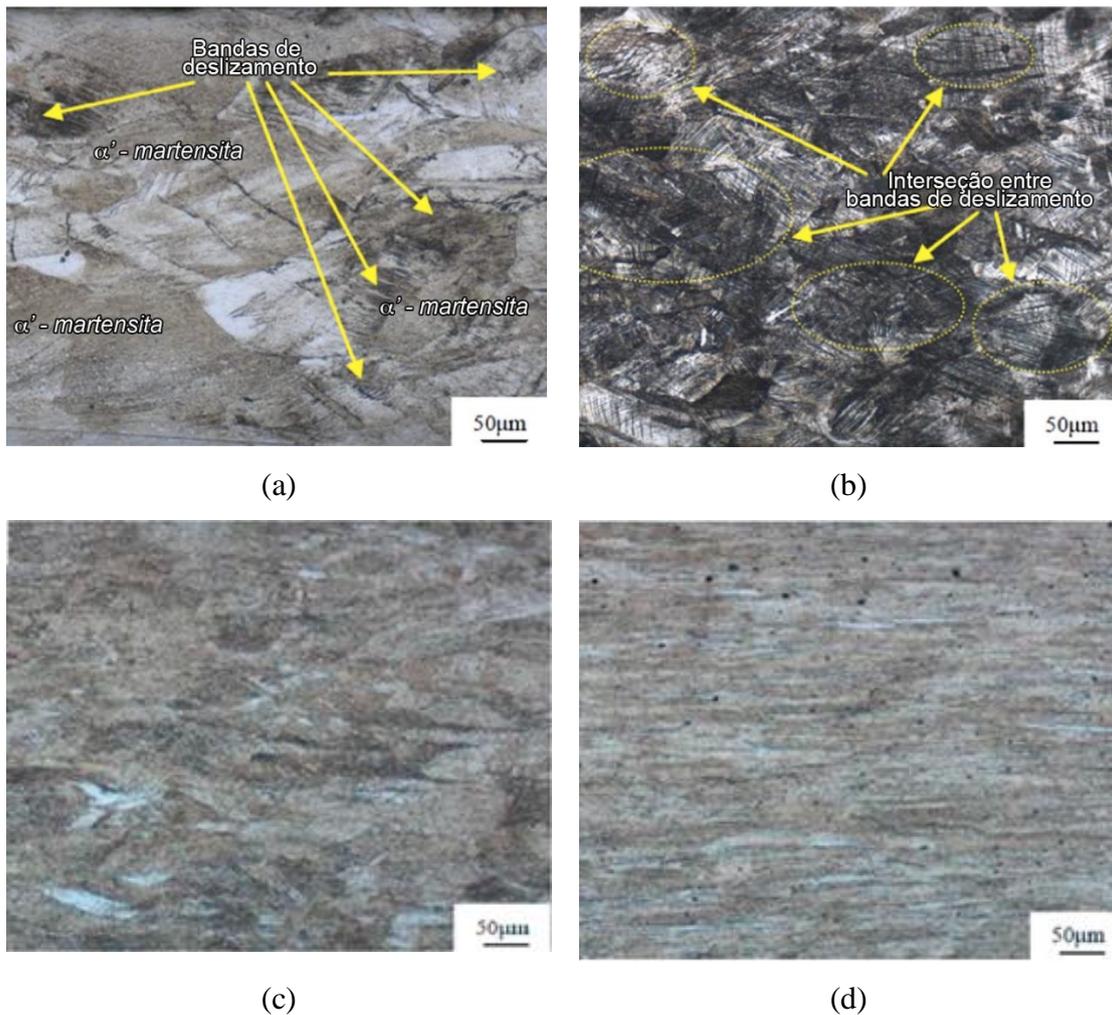


Figura 22: Metalografia do aço inoxidável austenítico 316LN após o cryorolling (a) após 30% de deformação; (b) após 50% de deformação; (c) após 70% de deformação; (d) após 90% de deformação (Adaptado de [36]).

Este feito pode ser analisado a partir da Figura 22 onde o aumento da deformação promove a formação de bandas de deslizamento (Figura 22 (a)) que evidenciam o deslizamento de discordâncias, e por meio da qual a austenita pode acomodar deformações plásticas severas em sua estrutura [36]. Para deformações acima de 50%,

mais bandas de deslizamento começam a surgir e interagir umas com as outras (Figura 22 (b)) e esta interação promove maior nucleação de sítios para formação de martensita induzida por deformação [36]. Para deformações de 70%, a martensita induzida por deformação sofre grande deformação plástica, sendo alongadas na direção de laminação e distribuídas na forma de longas ripas (Figura 22 (c)) e, com 90% de deformação aplicada as ripas de martensita evoluem para a forma de fibras (ripas extremamente finas) devido ao intenso grau de deformação aplicado, como mostra a Figura 22 (d) [36].

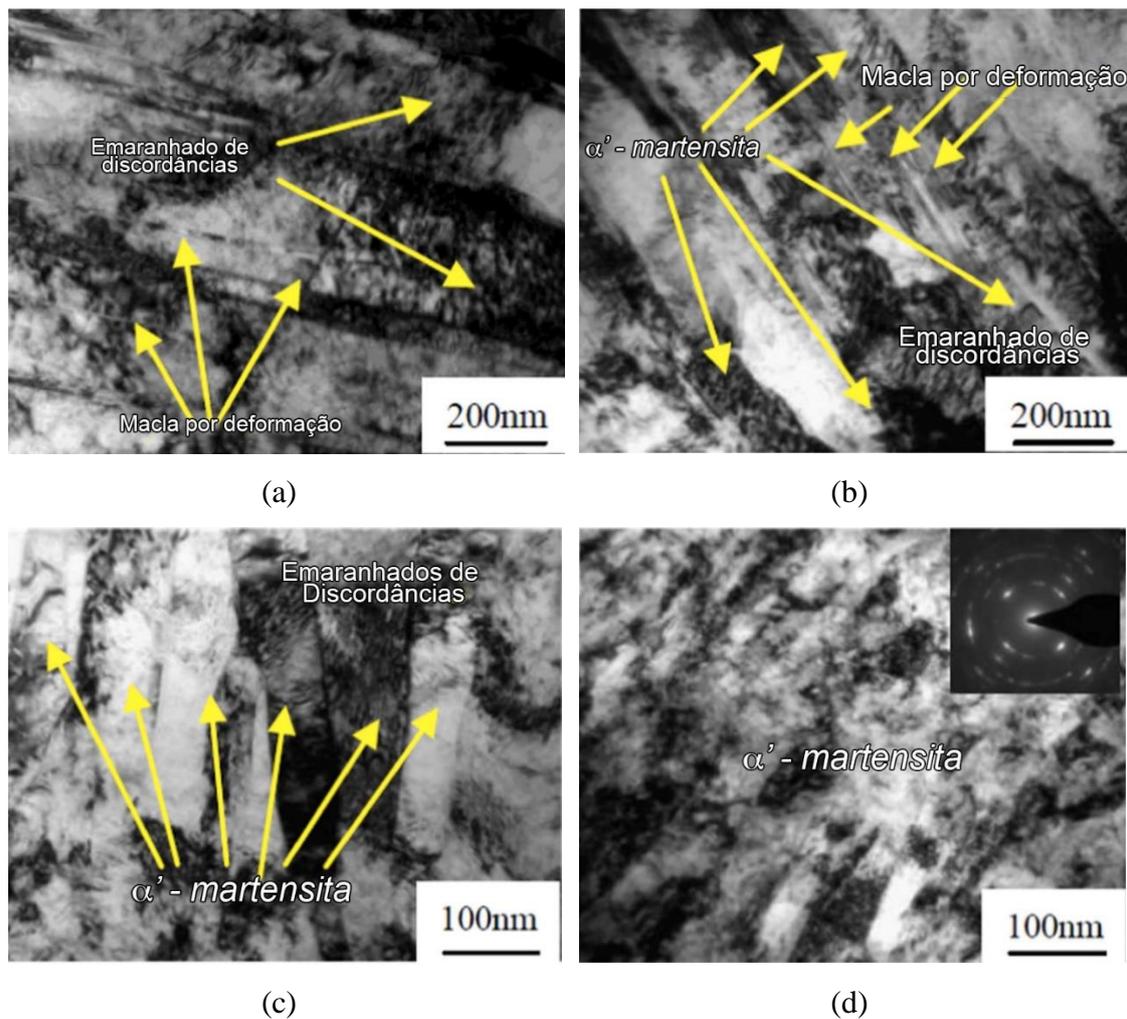


Figura 23: Imagens MET do aço inoxidável austenítico 316LN após o cryorolling (a) após 30% de deformação; (b) após 50% de deformação; (c) após 70% de deformação; (d) após 90% de deformação (Adaptado de [36]).

Foi constatado também via microscópio eletrônico de transmissão (MET) [37] que, para baixas deformações, a microestrutura é composta por elevada densidade de discordâncias, maclas de deformação e martensita induzida por deformação como mostra a Figura 23, itens (a) , (b) e (c). Em 70% de deformação aplicada à baixíssima

temperatura, toda austenita original é transformada em martensita (Figura 24) e, para deformações ainda maiores (90%) é possível refinar a martensita de tal forma que deixa sua forma de ripas – 200 nm para deformação em 30% - para tornarem-se fibras em escala nanométrica – 80 nm em 70% de deformação (Figura 23).

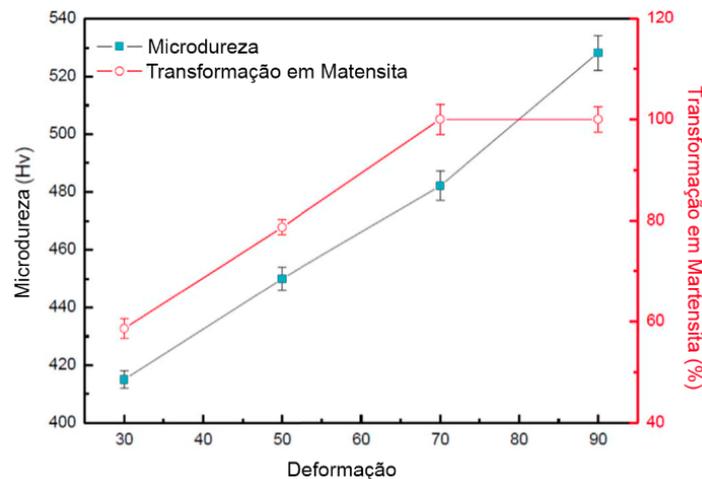


Figura 24: Relação entre a fração volumétrica de martensita, microdureza e deformação em *cryorolling*, para aço inoxidável austenítico 316LN (Adaptado de [36]).

Outros trabalhos presentes na literatura também estudaram o processo *cryorolling* para os aços inoxidáveis austeníticos, como por exemplo Sabooni et al. [37] que analisaram a liga AISI 304L laminada a frio à -15°C . Foi visto que a morfologia da martensita formada mudou sua forma em ripas para uma mistura de ripas e células de discordâncias para reduções acima de 60%. Outro trabalho realizado por Eskandari et al. [38] avaliou a fração de martensita induzida por deformação e as propriedades mecânicas do aço austenítico 316L, deformado a frio à -15°C , seguido por recozimento. Após serem aplicadas 95% de deformação, aproximadamente 70% de martensita foi formada em baixa temperatura e nano-grãos (30-40nm) foram formados durante o curto tempo em que a liga sofreu recozimento (entre 60 – 1800 s). Roy et al. [39] estudaram a fração de martensita induzida por deformação em um 304L sob diferentes deformações à -153°C . Como resultado foi observado que toda austenita foi transformada em martensita em deformações inferiores a 80% e nano-grãos foram formados, além das propriedades mecânicas finais aumentarem significativamente.

O que todos estes trabalhos têm em comum é a transformação martensítica induzida por deformação que ocorre durante o processo *cryorolling*, que está diretamente relacionada ao ganho em resistência mecânica dos aços inoxidáveis austeníticos. Desta

forma, na próxima seção serão apresentados os conceitos de transformação martensítica e suas vertentes: transformação martensítica por tratamento térmico ou por deformação. Em seguida os principais mecanismos que exercem influência sob a formação de martensita induzida por deformação serão tratados com mais atenção.

2.2 TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

2.2.1 O que é transformação martensítica?

A transformação martensítica é uma reação adifusional da matéria e muito embora seja mais conhecida em aços, também pode ocorrer em outras ligas [40]. Esta transformação pode ser promovida por tratamento térmico ou por deformação. Quando formada por tratamento térmico – mais difundida na literatura – a transformação ocorre muito rapidamente (causada pelo resfriamento rápido) e os átomos de carbono não têm tempo suficiente para se difundirem formando as fases ferrita e cementita. O resultado é a formação de uma fase extremamente dura, repleta de tensões internas (porque a rede cristalina torna-se supersaturada em C) e com estrutura TCC (tetragonal de corpo centrado), que pode ser entendida como a distorção da estrutura de CCC da ferrita [41]. A Figura 25 mostra o efeito do teor de carbono na dureza da martensita em comparação com a consequência relativamente pequena na resistência da austenita, retida à temperatura ambiente pela adição de níquel [42].

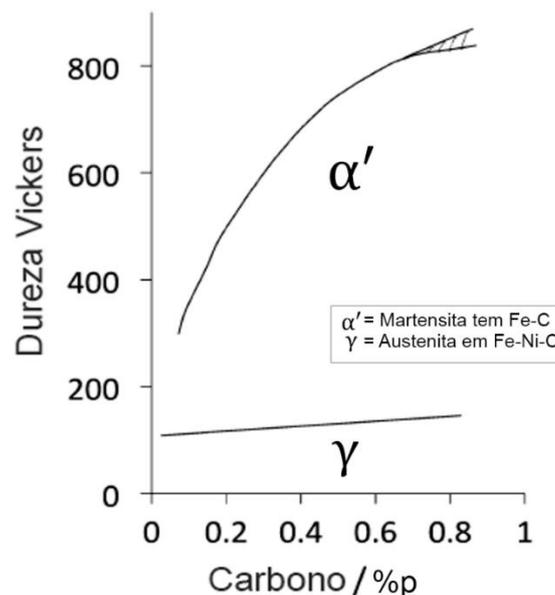


Figura 25: Efeito do carbono sob a dureza da martensita e da austenita nas ligas Fe-Ni-C (Adaptado de [42]).

Com o objetivo de minimizar a energia de deformação, a martensita forma placas finas em planos cristalográficos conhecidos como planos de hábito, que são uma interface plana entre a austenita e a martensita medida em escala macroscópica [42, 43]. Os cristais de martensita acabam tendo uma forma longa e afinada, sendo caracterizados como aciculares ou semelhantes a agulhas. Em três dimensões estes cristais têm forma de ripas ou placas com interfaces planas, como mostra a Figura 26 [41].

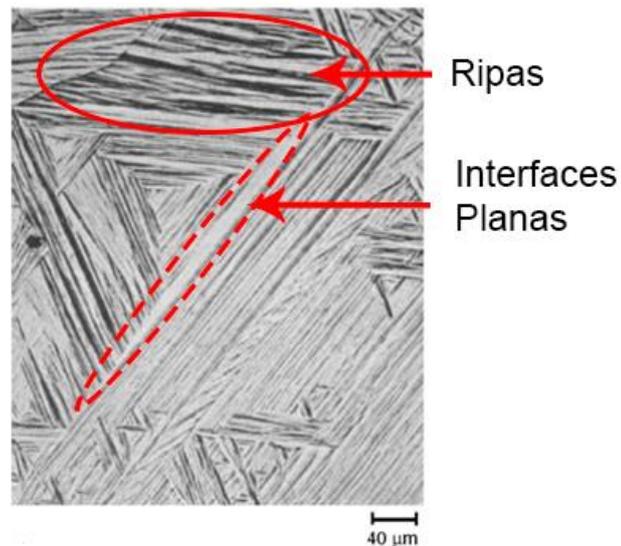


Figura 26: Superfície ripada após têmpera de estrutura martensítica em uma liga Fe-0,2%p C (Adaptado de [41]).

Reed Hill et al. [40] afirmaram que a mudança de fase numa transformação martensítica ocorre pela movimentação da interface que separa a fase matriz (γ) da fase produto (α'). Quando a interface se move, os átomos da fase matriz se realinham no reticulado da fase martensítica (Figura 27). Segundo eles, não há mudança de composição quando o reticulado da matriz se converte na fase do produto durante a formação de martensita, e assim não é necessário haver difusão na fase matriz ou na fase produto para que a reação continue, o que explica seu caráter adifusional. A Figura 28 apresenta o conceito de distorção de Bain (1924), definido como qualquer distorção que converta um reticulado em outro por meio de uma expansão ou contração nos eixos cristalográficos, ou seja, uma simples deformação homogênea é capaz de modificar a estrutura de CFC (austenita) para TCC (martensita) e contrair o parâmetro de rede ao longo do eixos x e y junto a uma expansão de a_0 na direção z [40, 42]. Este conceito fornece uma medida aproximada de magnitude dos movimentos envolvidos na transformação martensítica [40].

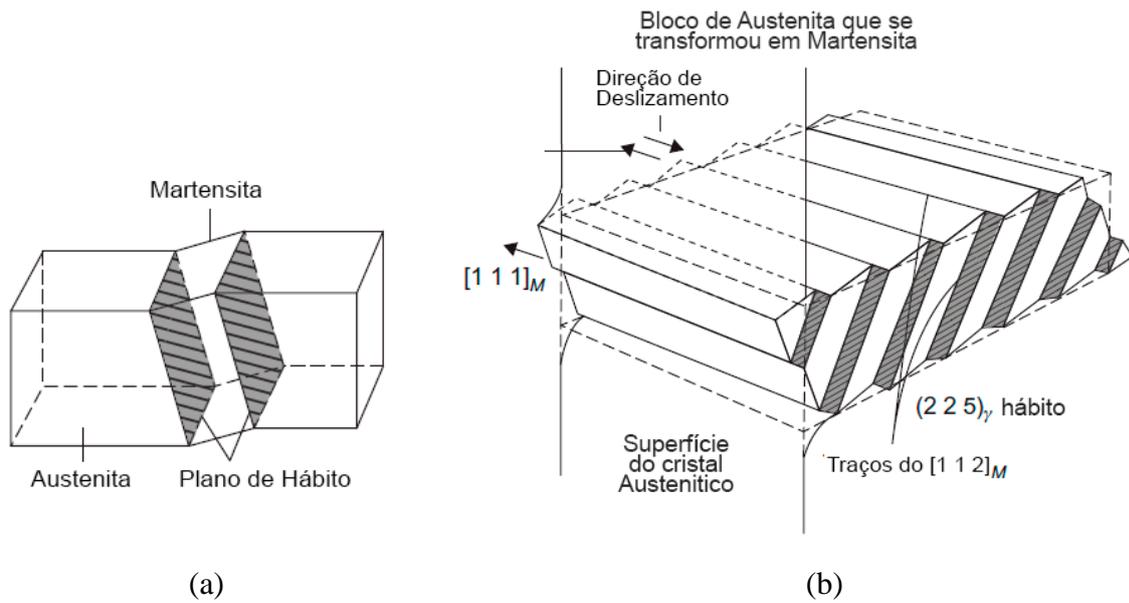


Figura 27: (a) Formação de plaquetas de martensita em um cristal de austenita e (b) sistema de cisalhamento dentro de uma plaqueta de martensita (Adaptado de [42]).

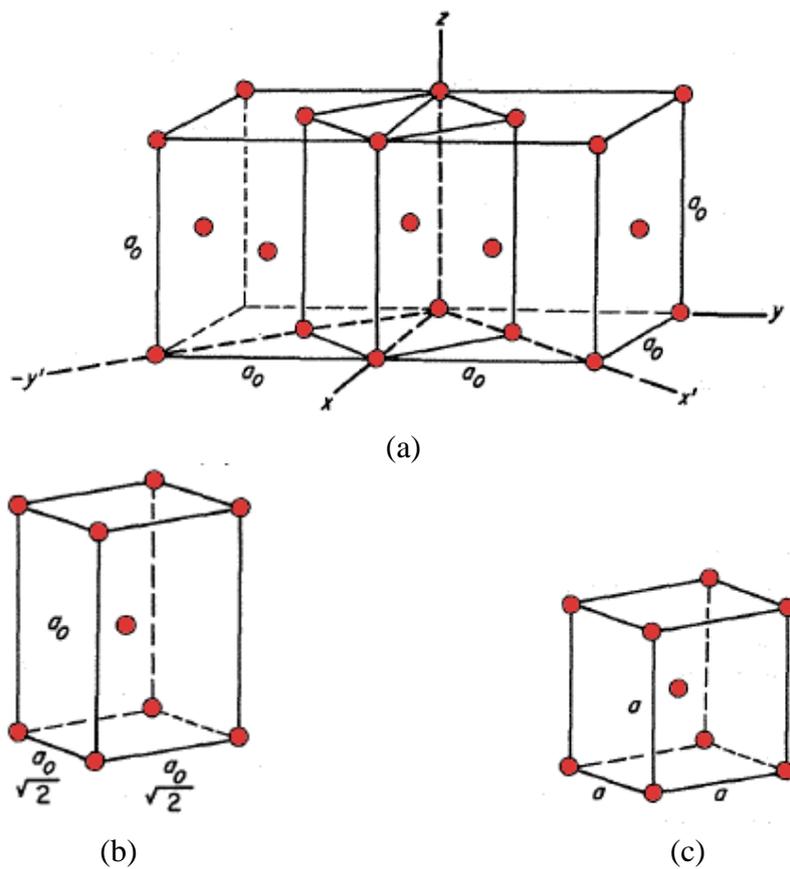


Figura 28: Distorção de Bain para um reticulado cúbico de face centrada (CFC) que se transforma em CCC. A célula tetragonal de corpo centrado (TCC) é mostrada na estrutura CFC em (A) e sozinha em (B). A distorção de Bain converte (B) em (C) (Adaptado de [40]).

A austenita é a fase mãe da transformação, ou seja, somente pode ser formada martensita a partir da austenita. Se não houver austenita, não haverá martensita, por mais rápido que seja o tratamento térmico. Krauss et al. [41] afirmaram que a martensita possui a mesma composição química que a austenita original, além de ser uma fase metaestável graças ao seu caráter adifusional. Ou seja, caso seja aquecida a uma temperatura que permita aos átomos de carbono maior mobilidade, os mesmos se difundirão dos sítios octaédricos para formar carbeto. Como resultado, a tetragonalidade e distorção da rede cristalina será aliviada, e a martensita substituída por uma distribuição de ferrita e cementita [41].

Segundo Reed Hill et al. [40], as reações martensíticas ocorrem em metais que sofrem transformação de fase, e a força motriz para reação martensítica é a diferença de energia livre química entre as duas fases. Certa semelhança está presente entre o fenômeno martensítico e a macla de deformação – resultado de tensões aplicadas, onde átomos de volumes cristalinos finitos se realinham em novos reticulados cristalinos – esta semelhança refere-se a certo volume de material que sofre uma mudança e que distorce a matriz adjacente, observado tanto na transformação martensítica quanto nas maclas mecânicas. Reed Hill et al. [40] ressaltaram entretanto que a principal diferença consiste na estrutura cristalina após o fenômeno, nas maclas, por exemplo, o realinhamento reproduz a estrutura cristalina original - porém com nova orientação - e na transformação martensítica a placa formada não somente possui uma nova orientação, mas também uma estrutura cristalina basicamente diferente. A Figura 29 apresenta exemplos de macla de deformação e plaquetas de martensita.

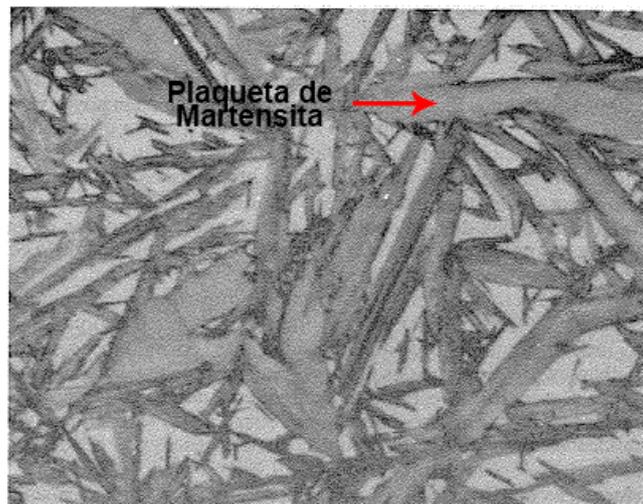


Figura 29: Plaquetas de martensita de um aço com 1,5% p C e 5,10% p Ni (2.500 x)
(Adaptado de [40]).

A Figura 30 apresenta uma curva TTT de um aço eutetóide e nele estão presentes alguns parâmetros importantes da transformação martensítica via tratamento térmico, como as temperaturas M_s e M_f – temperaturas de início e fim da transformação martensítica – que são independentes da taxa de resfriamento aplicada. Chiaverini et al. [26] averiguaram que, a partir destas temperaturas, é possível estimar a fração de martensita formada via tratamento térmico, e analisar a influência dos elementos de liga em solução sobre a temperabilidade da liga, que impacta diretamente em M_s e M_f . A temperabilidade de uma liga é definida como a capacidade de um aço transformar totalmente ou parcialmente a austenita em martensita a uma certa profundidade da peça/componente, sob condições controladas de resfriamento [26].

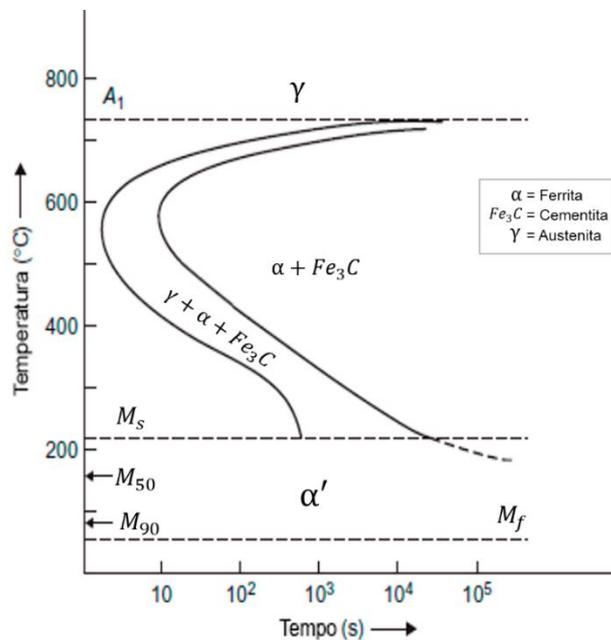


Figura 30: Curva tempo-temperatura-transformação (TTT) de um aço eutetóide (Adaptado de [44]).

A transformação martensítica via tratamento térmico é a mais conhecida e difundida na literatura. Verhoeven et al. [45] afirmaram que se um aço for aquecido até o campo austenítico e posteriormente resfriado a uma taxa de resfriamento suficientemente elevada ocorre transformação martensítica. Sabendo que a difusão varia exponencialmente com a temperatura [46], em condições de elevada taxa de resfriamento a temperatura cai drasticamente e conseqüente a energia necessária para a difusão ocorrer. Desta forma, os átomos perdem a mobilidade necessária para formar fases estáveis a

temperatura ambiente como ferrita e cementita, e acabam formando martensita, uma fase metaestável com solução sólida supersaturada e com grandes tensões internas.

A martensita pode formar-se também quando o metal é deformado plasticamente em temperaturas bem acima de M_s , pois a deformação plástica na matriz afeta a transformação martensítica no sentido de aumentar as deformações internas e de tornar mais fácil a nucleação da martensita [40]. No entanto, a quantidade de martensita formada por deformação diminui com o aumento da temperatura, e, portanto, designa-se M_d a maior temperatura na qual a martensita pode formar-se por deformação – parâmetro conhecido das ligas memória de forma. Na próxima seção será discutida a transformação martensítica induzida por deformação plástica, com enfoque nos parâmetros que estão diretamente ligados a esta forma de transformação.

2.2.2 Transformação martensítica por deformação

Como mencionado na seção anterior, o fenômeno de transformação martensítica pode ser promovido tanto termicamente quanto mecanicamente. A transformação induzida por deformação promove um aumento expressivo em resistência mecânica, alongamento uniforme e tenacidade à ruptura. Seu endurecimento pode ser explicado pelo aumento da fração de martensita formada durante a deformação [47], como ilustra a

Figura 31.

Bhadeshia et al. [25] afirmaram que a aplicação de deformação plástica à temperatura ambiente pode levar a formação de martensita em aços austeníticos metaestáveis, uma transformação importante quando operações de trabalho a frio são necessárias durante o processamento. O aumento da temperatura M_s por trabalho a frio é especificado por um M_s^σ , temperatura abaixo da qual ocorre transformação martensítica quando o aço é tensionado. É possível obter uma temperatura M_s aproximada usando equações empíricas. Em outro trabalho, Bhadeshia et al [43] escreveram que, em geral, quanto maior o teor de elementos de liga, menor as temperaturas M_s e M_s^σ . Se a tensão é tal que favorece a formação de martensita, então um acréscimo de energia U é observado e a temperatura M_s é aumentada para M_s^σ que está acima da temperatura ambiente, de modo que a transformação induzida por deformação seja factível (Figura 32).

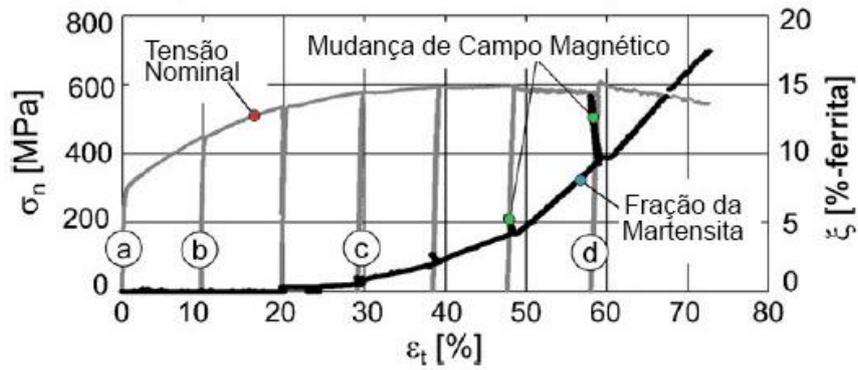
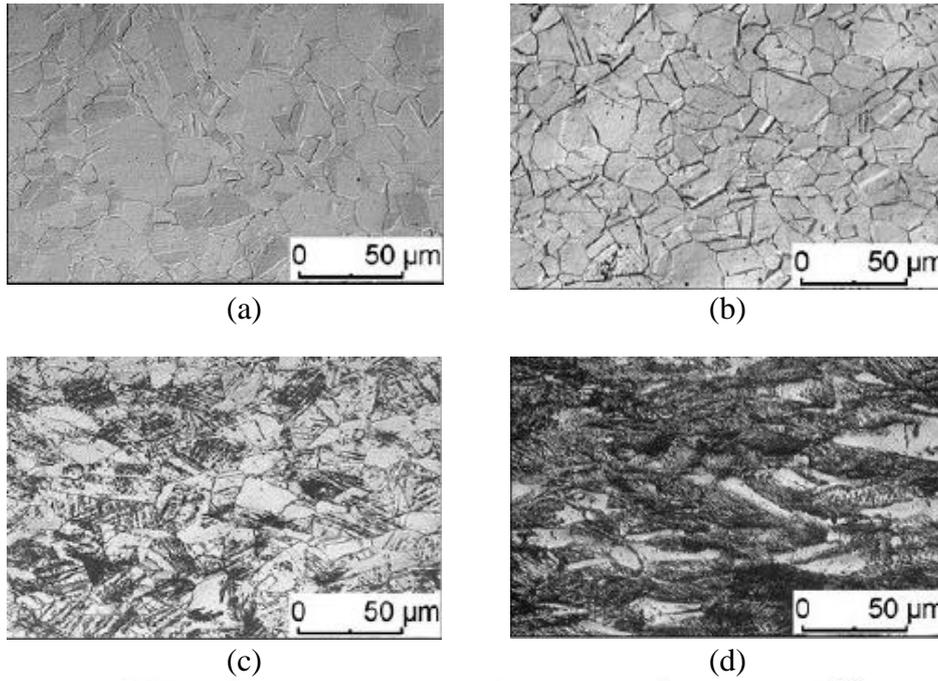


Figura 31: Micrografias relacionadas às curvas de tensão x deformação e fração magnética da liga AISI 304: (a) $\varepsilon_t = 0\%$, (b) $\varepsilon_t = 10\%$, (c) $\varepsilon_t = 30\%$, (d) $\varepsilon_t = 58\%$ (Adaptado de [48]).

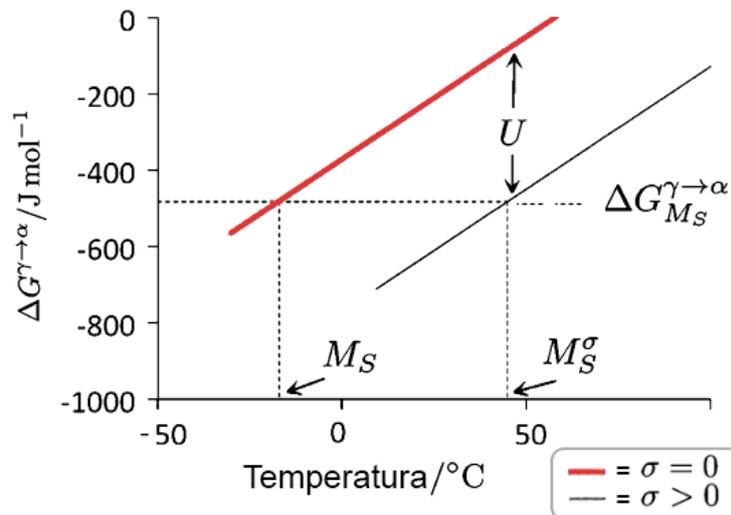


Figura 32: Força motriz físico-química para transformação martensítica contra a temperatura, com σ representando a tensão aplicada (Adaptado de [43]).

A Figura 33 apresenta a relação entre a fração de martensita formada em função da deformação para um aço inox austenítico comercial. Observa-se que a quantidade de martensita α' aumenta com o aumento da deformação, em uma mesma temperatura, durante ensaio de tração [49] e que, com o aumento da temperatura ocorre variação da inclinação das curvas em sentido de diminuição da taxa de transformação martensítica. Este efeito pode ser explicado já que, quanto maior a temperatura, mais distante a liga estará das temperaturas M_s e M_s^σ e, portanto, menor será a fração de martensita formada.

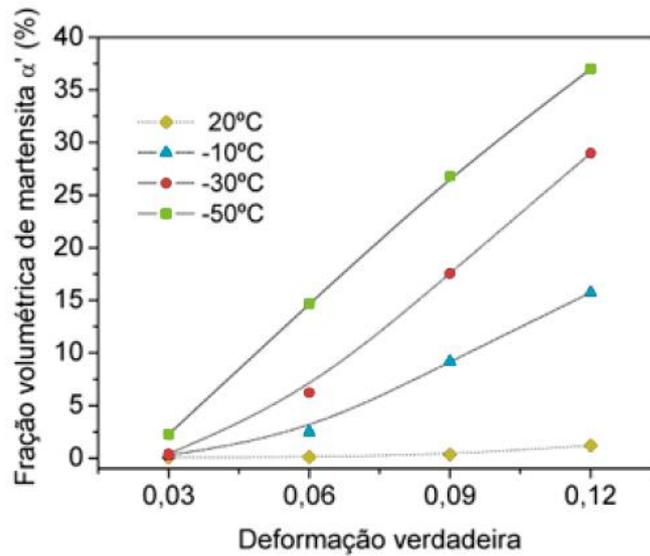


Figura 33: Fração volumétrica de martensita α' em função da deformação verdadeira em aço inox austenítico A304 para diferentes temperaturas (Adaptado de [48]).

Outro parâmetro importante para a transformação martensítica induzida por deformação é chamada de M_{d30} , que corresponde a temperatura onde 50% de austenita será transformado em martensita com 0,3 de deformação verdadeira [50]. A primeira expressão de M_{d30} foi proposta por Angel et al. [51] em 1954 e posteriormente, em 1977, foi modificada por Nohara et al. [52] contemplando mais elementos de liga além do efeito sobre o tamanho de grão austenítico, como ilustra a Equação 3:

$$M_{d30}(^{\circ}C) = 551 - 13,7(\%Cr) - 29(\%[Ni + Cu]) - 8,1(\%Mn) - 18,5(\%Mo) - 9,2(\%Si) - 68(\%Nb) - 462(\%[C + N]) - 1,42(GS - 8) \quad (3)$$

O termo GS na Equação 3 representa o tamanho de grão pela ASTM. A temperatura M_{d30} é um parâmetro que avalia a estabilidade da austenita em relação a

transformação martensítica [50, 53]. Desta forma, quanto menor o valor de M_{d30} , mais estável está a fase γ à temperatura ambiente e conseqüentemente, indica uma maior barreira energética para a transformação martensítica acontecer, sendo menor a fração de martensita formada [50, 54].

O efeito que rege a transformação martensítica por deformação é a energia de fala de empilhamento (EFE) da austenita, que por sua vez está estritamente relacionada à composição química da liga, o tamanho de grão austenítico e a temperatura de deformação [49]. As duas sequências de deformação mais comuns são $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ e $\gamma \rightarrow \alpha'$ onde γ simboliza a austenita com estrutura CFC, ε representa a martensita intermediária de estrutura HC e α' expressa a martensita ferromagnética CCC [48, 49, 55]. A martensita ε é oriunda de uma falha de empilhamento local da estrutura CFC, onde o ordenamento dos átomos deixa de ser ABCABC e torna-se AB|ABC, formando uma estrutura HC local. Entretanto, para deformações maiores, a martensita ε tende a cisalhar novamente e formar a martensita ferromagnética α' , que possui estrutura CCC [49]. Saenarjhan et al. [55] afirmaram que as interações entre as placas de martensita ε , maclas de deformação e contornos de grão são possíveis sítios de nucleação para a formação da martensita α' , como ilustrado na Figura 34.

Sob esforços mecânicos, a austenita tende a deformar-se plasticamente enquanto a martensita apenas elasticamente, até um dado momento em que as duas fases sofrem deformação plástica. Durante este intervalo de deformação – austenita plasticamente e martensita elasticamente - são geradas tensões internas de longo alcance e amolecimento da liga [56]. Outras mudanças ocorrem durante a transformação como a susceptibilidade magnética da liga, que deixa de ser paramagnética, como a austenita e a martensita ε , e passa a ser ferromagnética pela formação da martensita α' [48]. Através dessas mudanças de propriedades é possível realizar ensaios magnéticos não destrutivos durante a deformação, como foi realizado neste trabalho, e obter a fração de martensita exata para cada valor de tensão aplicado no material.

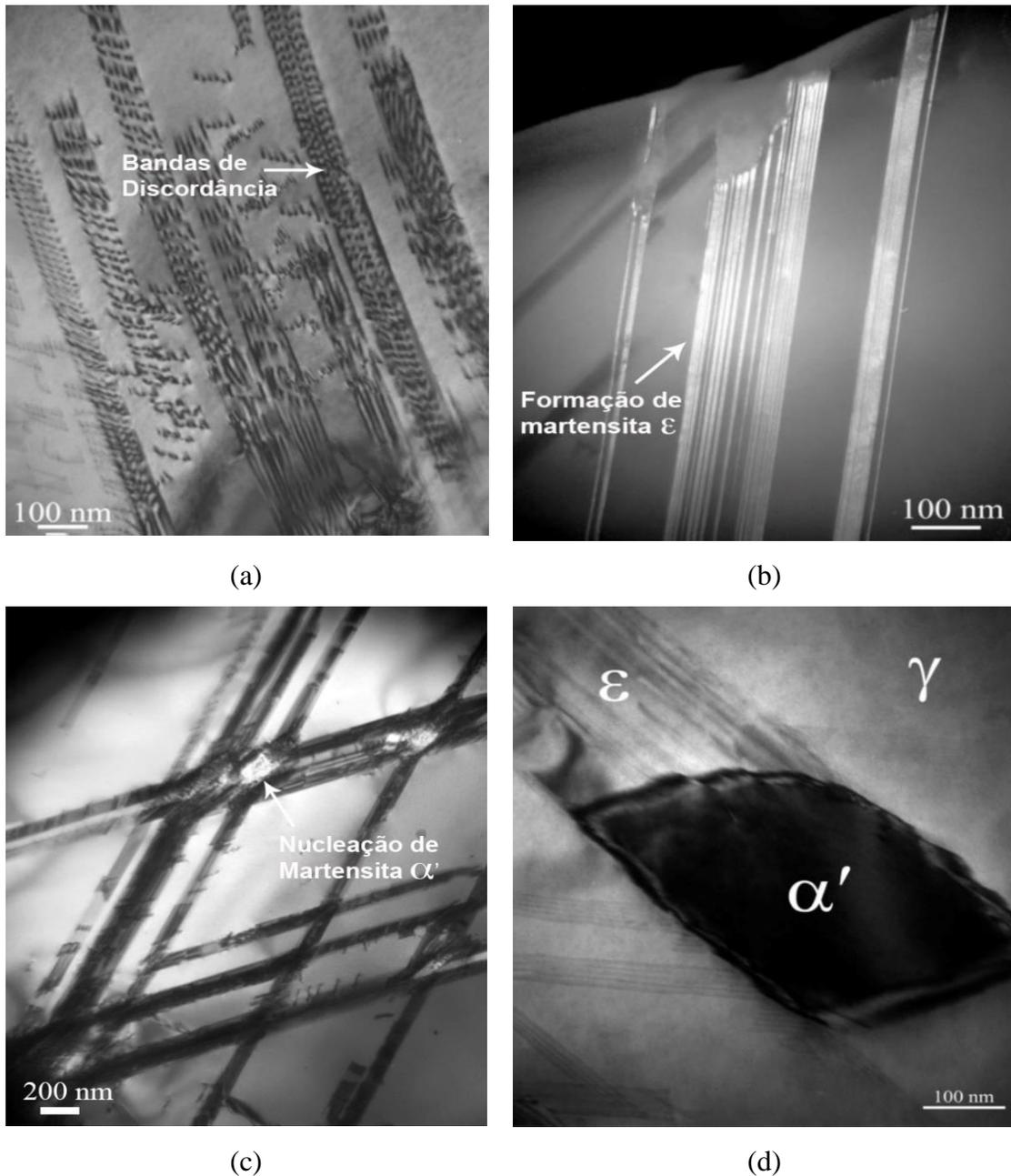


Figura 34: Imagens via MET do aço inoxidável 304L deformado 5% isotermicamente à 77K. (a) bandas de discordância presentes na austenita; (b) formação da martensita ϵ ; (c) nucleação da martensita α' (em branco) nas interseções entre bandas de martensita ϵ ; (d) nucleação de α' na interseção entre banda de martensita ϵ e bandas de deslizamento, que pode ser vista à esquerda da fase α' (Adaptado de [56]).

Como foi discutido nesta seção, a EFE e os elementos de liga possuem um papel fundamental sobre a transformação martensítica induzida por deformação. A seguir será abordado de forma específica a influência dessa propriedade e elementos em solução sobre a transformação.

2.2.2.1 Efeito da energia de falha de empilhamento (EFE)

É sabido que as propriedades mecânicas dos aços austeníticos - como elevada ductilidade, tensão e alta taxa de encruamento - dependem da estabilidade da austenita, pois esta controla a facilidade de ocorrer a transformação martensítica por deformação, macla de deformação ou permite o deslizamento de discordâncias [57]. A estabilidade da austenita, por sua vez, é diretamente dependente da energia de falha de empilhamento, e esta energia é determinada por diversos fatores como composição química, tamanho de grão austenítico e temperatura de deformação [58]. Nesta seção iremos tratar dos elementos que alteram a EFE e conseqüentemente a estabilidade da austenita.

Uma falha de empilhamento é uma interrupção da sequência normal de empilhamento de planos atômicos em uma estrutura compacta. Estas interrupções carregam uma certa energia de falha de empilhamento [59]. A EFE, portanto, é uma característica dos materiais que descreve a facilidade que uma discordância completa possui em se dissociar em duas parciais. Esta característica indica, portanto, se o material terá capacidade ou não de se deslocar por escalagem ou deslizamento cruzado, dada sua energia de falha de empilhamento [60]. Valores altos de EFE indicam que as discordâncias são capazes de se dissociar em duas discordâncias parciais e se deslocarem por escalagem ou deslizamento cruzado. Seol et al. [27] afirmaram que o aumento do EFE torna a austenita mais estável e, portanto, a fração transformada em martensita é menor. A Equação 4 apresenta a expressão da EFE mais completa definida por Vitos et al. [53] em 2006, que contempla a influência do carbono e do nitrogênio, elementos que contribuem significativamente para a transformação martensítica.

$$EFE \text{ (mJ} \cdot \text{m}^{-2}\text{)} = 25,7 + 2(\%Ni) + 410(\%C) - 0,9(\%Cr) - 77(\%N) - 13(\%Si) - 1,2(\%Mn) \quad (4)$$

Segundo Bhadeshia et al. [25], o manganês pode ser substituído por níquel nos aços austeníticos, porém a solução sólida Cr-Mn possui energia de falha de empilhamento (EFE) muito mais baixa. Isso significa que a solução sólida de estrutura CFC está energeticamente mais próxima de uma estrutura hexagonal compacta, e que as discordâncias tendem a se dissociar para formar falhas de empilhamento mais amplas do que no caso dos inox austeníticos Cr-Ni. [25]. Nessas circunstâncias, a martensita formada primeiro possui estrutura hexagonal compacta (martensita ϵ), como ilustra a Figura 35. Esse tipo de martensita possui a forma de placas paralelas que podem ser

facilmente confundidas com maclas de recozimento, comum em estruturas CFC com baixa EFE [25].

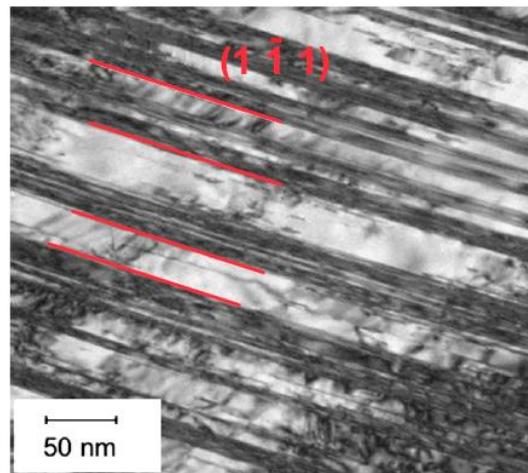


Figura 35: Bandas presentes nos aços inoxidáveis austeníticos após deformação, consiste na mistura entre martensita ϵ e maclas de deformação, verificados utilizando difração de elétrons (Adaptado de [25]).

As ligas analisadas neste trabalho possuem teores maiores em Mn de forma a compensar seu baixo teor em níquel e ser capaz de estabilizar a fase austenítica à temperatura ambiente. Bhadeshia et al. [25] afirmaram que os aços austeníticos Cr-Ni possuem EFE entre $5 - 60 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$ e espera-se que níveis mais elevados de níquel em solução resulte em menor encruamento, já que o níquel é um dos elementos que aumenta a EFE da austenita (Figura 36). Elementos como Cr, Mn, Si, C e N, no entanto, tendem a diminuir a EFE da austenita, que pode ser deduzido pela maior tendência à formação de maclas de recozimento ocorrer em ligas austeníticas ricas nestes elementos [25].

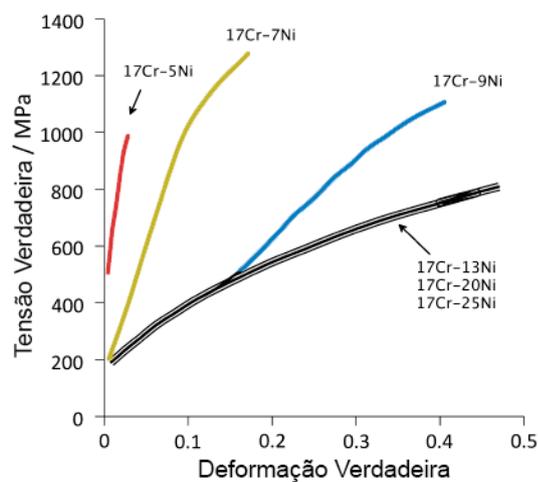


Figura 36: Efeito do teor de níquel sobre a curva tensão x deformação de aços inoxidáveis (Adaptado de [25]).

A adição de silício promove a diminuição da EFE como foi reportado na literatura para aços Fe-Mn-C [61 – 63]. Já o efeito do carbono possui múltiplas interpretações: alguns autores apresentam o carbono como responsável pelo aumento considerável da EFE [63], outros autores já indicam que a influência deste elemento sobre a EFE é desprezível [63]. Recentemente foi concluído que o carbono aumenta a EFE para ligas Fe-C e ferro puro CFC [55, 64, 65]. Vale ressaltar que o alumínio, mesmo não estando presente na composição das ligas analisadas neste trabalho, promovem aumento drástico da EFE.

Saenarjhan et al. [55] verificaram que o modo de deformação da austenita normalmente varia de transformação martensítica induzida por deformação via maclas de deformação para o deslizamento de discordâncias, quando a EFE aumenta. Foi reportado que a transformação da martensita ϵ ocorreu quando a EFE da austenita foi menor do que $10 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$, enquanto a macla de deformação foi avaliada com EFE de 10 à $40 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$. Já as células de discordância apresentaram EFE acima de $20 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$ [65]. De maneira análoga existe uma relação entre a EFE e formação das martensitas ϵ e α' . Aços inoxidáveis austeníticos com baixa energia de falha de empilhamento (EFE) quando submetidos a uma determinada deformação induzem a formação primeiro da martensita ϵ e em seguida da martensita α' . Para níveis maiores de deformação, ocorre a deformação conjunta da martensita α' e da austenita residual [47, 55].

2.2.2.2 *Efeito dos elementos de liga em aços para indústria automobilística*

De modo geral, os elementos de liga são adicionados a um determinado material para conferir determinadas propriedades de acordo com sua aplicação. Nos aços inoxidáveis para aplicações automobilísticas não é diferente: melhoria das propriedades mecânicas, controle da temperabilidade e estabilidade da austenita, aumento da resistência à corrosão e oxidação etc. [23] são algumas das propriedades obtidas com a adição de certos elementos.

Samek et al. [58], em seu estudo sobre os aços TRIP de alta resistência e baixa liga comprovaram que a estabilidade e taxa de transformação da austenita possuem forte relação com a composição química do metal, onde o teor de carbono é fator crucial para determinar a estabilidade da austenita à temperatura ambiente. Além disso, o tamanho dos grãos austeníticos também contribui para a estabilidade, pois quanto menores os grãos, maior a estabilidade. O carbono é um forte regulador da temperatura M_s e

consequentemente da quantidade de austenita retida [58]. A Figura 37 apresenta como a fração de ripas de martensita decresce em relação a martensita de placas com o aumento do teor de carbono e a redução da temperatura de transformação [42]. A quantidade de austenita retida obviamente aumenta com a concentração de carbono - placas de martensita são bem mais definidas quando observadas em microscopia óptica [42].

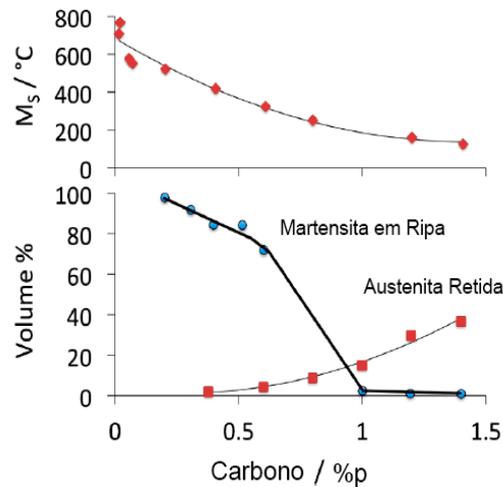


Figura 37: Efeito do teor de carbono no tipo de martensita e na fração de austenita retida nas ligas Fe-C. A fração de martensita em placas é determinada pela subtração da curva total pela curva de ripas e de austenita retida (Adaptado de [42]).

O silício é um agente efetivo para aumentar a estabilidade da austenita além de prevenir a precipitação de carbeto durante a transformação bainítica. Foi observado que o aço TRIP que continha C-Mn-Si possuía maior taxa de transformação comparados aos aços que substituem completamente ou parcialmente o Si por Al e P [58].

O cromo é o elemento mais importante para os aços inoxidáveis. Sua presença é indispensável à formação de óxidos que criam uma camada passivadora na superfície da liga aumentando sua resistência a corrosão e oxidação [24]. O cromo possui limite de solubilidade na austenita de 13% e se dissolve em qualquer proporção na ferrita à temperatura ambiente [23]. Já o níquel é um elemento com caráter austenitizante que permite estabilizar a austenita à temperatura ambiente. Ou seja, adições de níquel provocam reduções expressivas na temperatura de transformação da austenita em ferrita ou transformação eutetóide. Como exemplo, aços que possuem mais de 1%p de Ni em solução têm sua temperatura de transformação reduzida em 10°C, e aços com mais de 30%p de Ni serão austeníticos à temperatura ambiente por maior que seja a taxa de resfriamento durante a têmpera [23]. Além disso, sua adição também aumenta a estampabilidade e soldabilidade desses aços, sua resistência mecânica a quente e eleva a

resistência à corrosão de uma forma geral [24]. Dissolve-se em qualquer proporção na austenita, enquanto na ferrita a sua solubilidade máxima é 10%p [23].

O manganês possui solubilidade ilimitada na austenita, aumenta a temperabilidade da mesma e tende a formar carbeto semelhantes à cementita. Além disso, o Mn aumenta a soldabilidade e o limite de resistência à tração, com pequena redução da tenacidade. Na fabricação do aço, o manganês é utilizado como desoxidante, com ação menos efetiva que o Si [23]. O molibdênio, por sua vez, é um elemento com avidez em formar carbeto. A austenita solubiliza até 3%p de Mo, que abaixa a zona de transformação permitindo a formação de estruturas mais duras com menores taxas de resfriamento, muito aplicado em peças de grande seção [23]. A adição de molibdênio, no entanto, reduz consideravelmente o risco dos aços como Ni-Cr apresentarem baixa resistência ao impacto após tratamento de revenimento [23].

Austenitizante, o nióbio impede o empobrecimento em cromo causado pela precipitação de carbeto durante ciclos de aquecimento ou resfriamento longos à 700°C. Este fenômeno ocorre pois o Nb possui grande afinidade com o carbono formando de carbeto muito estáveis. Em teores excessivos, este elemento pode formar compostos intermetálicos de elevado ponto de fusão (1660°C) [23]. A fase γ dissolve apenas 2% de Nb a temperaturas elevadas (1220°C) e este valor reduz para 0,35% à temperatura ambiente. O nióbio possui baixa tendência a formar inclusões, e por isso torna-se vantajoso para evitar a formação de inclusões de óxidos [23]. Já o silício contribui para o aumento da resistência à oxidação em altas temperaturas, e possui solubilidade de 2% na austenita, podendo aumentar com o aumento do teor de carbono [24]. Com respeito as propriedades mecânicas, a adição de Si contribui para o aumento da temperabilidade e resistência, porém diminui a deformabilidade e a resistência ao impacto. É comumente adicionado em ligas Cr-Ni e Cr-W para melhorar resistência à oxidação em temperaturas elevadas [23].

2.3 FUNDAMENTOS DO MAGNETISMO

Foram realizadas duas caracterizações magnéticas diferentes (pelo sistema LMT e pelo magnetômetro de amostra vibrante VSM) para quantificar a fração martensítica durante ou após a deformação. Desta forma, alguns conceitos básicos sobre magnetismo devem ser mencionados para melhor compreensão dos resultados magnéticos obtidos.

Em materiais que possuem características magnéticas de estrutura cristalina, além de alguns átomos apresentarem resultante magnética – quando um número maior de elétrons gira em um sentido e menos elétrons giram em outro – eles se concentram em regiões de mesma direção magnética [66]. Os domínios magnéticos são na verdade regiões dentro do material que se comportam como um pequeno ímã independente com seus dois polos. Em um material desmagnetizado os domínios estão dispostos aleatoriamente (Figura 38 (a)), porém quando submetidos a campos magnéticos externos, estes materiais terão a maior parte de seus domínios alinhados a esse campo externo (Figura 38 (b)) [66].

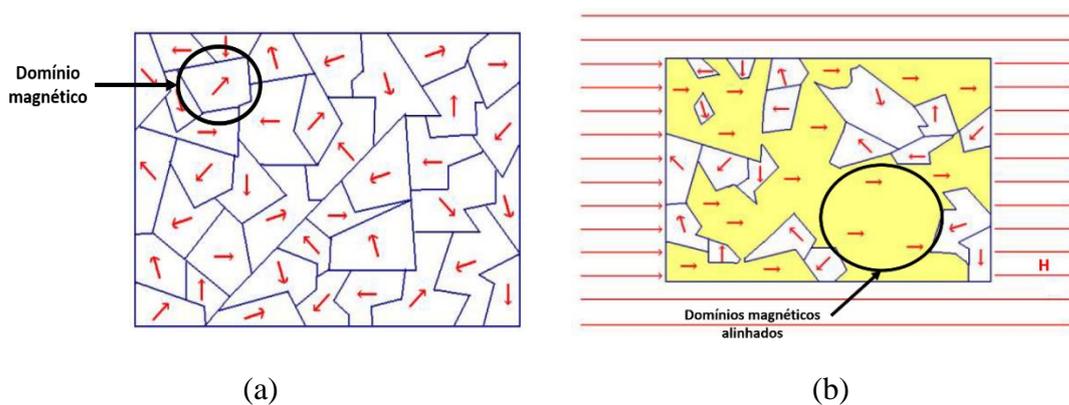


Figura 38: (a) Domínios magnéticos desalinhados quando desmagnetizados; (b) domínios parcialmente alinhados quando submetidos a um campo magnético externo (Adaptado de [66]).

Um campo magnético é a região ao redor de um ímã na qual ocorre um efeito magnético, que é percebido por uma força magnética de atração ou de repulsão [66]. Representa-se visualmente o campo magnético por linhas de indução magnéticas ou também conhecidas por linhas de fluxo magnético, representadas pela Figura 39. As linhas de campo saem e voltam a um mesmo ponto, nunca se cruzam e fora do ímã saem do polo norte e se dirigem ao polo sul.

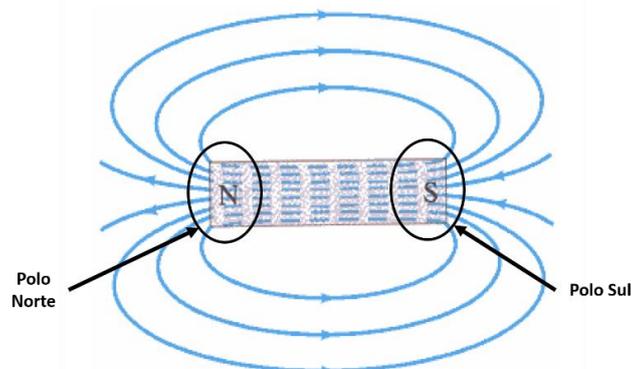


Figura 39: Representação das linhas de campo magnético em um ímã (Adaptado de [66]).

A permeabilidade magnética de um material pode ser descrita como uma medida da facilidade com que as linhas de campo atravessam um dado material [66]. Por exemplo, se um material magnético, como o ferro, for colocado na região das linhas de campo, estas passarão através do ferro ao invés de se distribuírem no ar ao seu redor, e esse comportamento é característico de materiais que possuem maior permeabilidade magnética. Porém se um material não magnético como o vidro for colocado na região das linhas de campo, haverá uma alteração perceptível na distribuição das linhas, como ilustra a (Figura 40 (a)). Por isso durante a caracterização magnética do sistema LMT foi empregado um material com elevada permeabilidade magnética, conhecido como ferro doce, com o objetivo de concentrar as linhas de campo geradas pela bobina primária.

O campo induzido, também conhecido como densidade de fluxo magnético B , é uma grandeza vetorial que representa o número de linhas de campo magnético que atravessam uma dada superfície perpendicular por unidade de área [66], ou seja, o quanto de fluxo magnético está passando através de uma determinada área A (Figura 40 (b)). A magnetização M , por sua vez, representa o quanto o material consegue absorver e se magnetizar, ou seja, o quanto seus spins eletrônicos foram alinhados para um dado campo aplicado H , gerado pela passagem de corrente por uma bobina. Desta forma, quanto maior o campo aplicado H , maior será a densidade de fluxo magnético B que irá passar por uma mesma área A da amostra, e com isso maior será o alinhamento dos domínios magnéticos do material [66]. Porém haverá um momento em que B não irá mais aumentar sensivelmente com o aumento do campo H , pois não haverá tantos domínios magnéticos restantes disponíveis a serem orientados. Desta forma, mesmo com aumento de H a magnetização do material não irá acompanhar este aumento, este estágio é conhecido como ponto de saturação magnética do material [66].

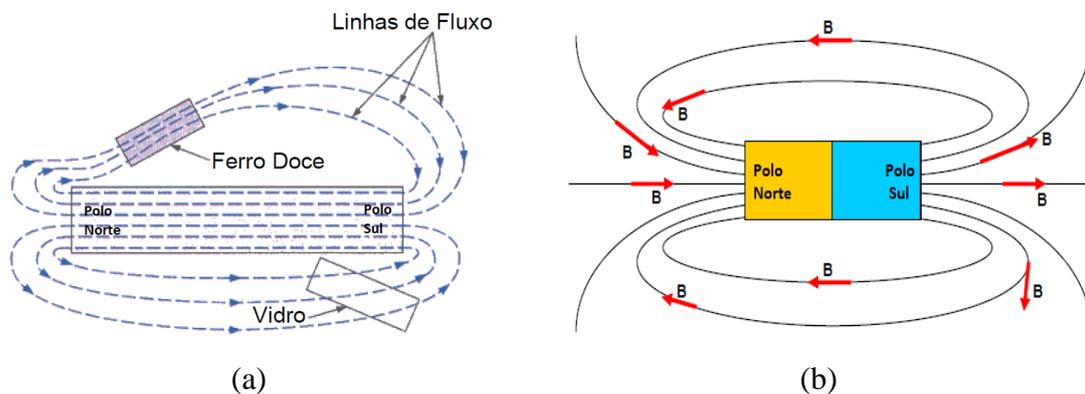


Figura 40: (a) Esquema ilustrando o conceito de permeabilidade magnética de materiais magnéticos e não magnéticos; (b) Representação vetorial do campo magnético B sobre as linhas de campo magnético (Adaptado de [66]).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Neste trabalho foram utilizadas quatro composições de aço inox austeníticos cedidos pela empresa APERAM, fabricante internacional de aços inoxidáveis, com o objetivo de acompanhar a evolução da estabilidade austenítica em função da adição de elementos de liga, e compreender a influência desses elementos sobre o comportamento mecânico e metalúrgico. Seus processos de fabricação e características serão descritos neste capítulo.

3.1.1 Composição química

Por motivos de confidencialidade, a composição química das ligas analisadas não pôde ser apresentada. Sabe-se, entretanto, que a composição destas ligas é baseada no aço AISI 204Cu, um aço inoxidável austenítico Cr-Mn que possui adições entre 2-4%p de Cu e N entre 0,05 – 0,25%p [67]. A composição química deste aço está presente na literatura [67, 68], como ilustrado na Tabela 1. A partir desta composição padrão, foram feitas modificações e aumentados os teores de determinados elementos como C+N, Cr, Ni, Si, Cu, Mn etc., visando analisar a instabilidade da austenita e conseqüentemente, a transformação martensítica por deformação. A nomenclatura foi escolhida da seguinte forma: a expressão “ASS” significa *Austenitic Stainless Steel* e o segundo termo faz referência a qual elemento foi adicionado em maior quantidade em comparação a liga anterior. Portanto, para este trabalho, serão analisadas as ligas com teores de (C+N), Cr e Mn diferenciados.

Tabela 1: Composição química da liga 204Cu usada como base para as composições químicas das ligas analisadas neste trabalho [66].

Liga	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu	P
204Cu	0,15 máx.	6,5 – 9,0	1,0 máx.	15,5 – 17,5	1,5 – 3,5	1,0 máx.	0,05 - 0,25	2,0 – 4,0	0,060 máx.

Vale ressaltar que a composição química de uma liga é baseada na composição da liga anterior, com um acréscimo de um determinado elemento de liga. Por exemplo, a liga ASS possui composição química de um aço inoxidável austenítico com baixo teor de níquel. Já a liga ASS C+N é baseada na composição química da liga ASS porém com maiores teores de C e N. A liga ASS Cr, no entanto, tem sua composição química baseada

na liga ASS C+N, com aumento do teor de Cr em 1% aproximadamente. Já a liga ASS Mn baseia-se na composição química da liga ASS Cr, porém além do acréscimo em Mn também possui teores mais elevados de Ni, Cu e Si, que em sua maioria são elementos austenítizantes.

3.1.2 Processamento das ligas

A Figura 41 apresenta o fluxograma das ligas analisadas neste trabalho. As classes foram separadas em dois grupos, de acordo com a quantidade. Como havia muito mais material da liga ASS, esta recebeu um procedimento distinto das demais. Após a fusão e resfriamento, as placas com estrutura bruta de fusão foram laminadas a quente (laminador de desbaste), tendo sua espessura reduzida para 30 mm ou 40 mm. O lingote da liga ASS começou com 30 mm de espessura e todas as outras classes com 40 mm. Elas foram aquecidas à 1280°C por uma hora e receberam 5 passes de laminação – laminador de acabamento - antes de obter sua espessura final. Após a laminação, as ligas foram resfriadas ao ar e logo em seguida em água aquecida. A porcentagem de redução de espessura foi de cerca de 20% no primeiro passe e crescente à cada etapa, chegando à 50% na última, obtendo a espessura final de 3 mm.

O segundo passo foi o recozimento, onde as peças após laminadas foram aquecidas à 1100°C, seguido de resfriamento ao ar por 2 minutos. Também foi realizada decapagem, num banho de $HNO_3 + HF$ à 70°C. Este procedimento é importante pois durante a laminação a quente e recozimento de aços inoxidáveis ligados é formado um óxido sobre a superfície e este banho dissolve os óxidos metálicos sob o efeito de ácido nítrico que é fortemente oxidante [69].

Para reduzir a espessura à 1,50 mm, foram realizadas duas laminações a frio, além de um tratamento de recozimento + decapagem entre elas, similar ao exposto acima. A primeira laminação obteve deformação verdadeira (ϵ_v) de 0,29 e a segunda $\epsilon_v = 0,41$. Posteriormente, outro tratamento de recozimento + decapagem foi realizado sob as mesmas condições para que finalmente as peças laminadas pudessem ser cortadas em corpos de prova de tração. Todo processamento descrito acima foi realizado na empresa APERAM, onde as etapas de laminação a frio, recozimento + decapagem foram acompanhadas pessoalmente.

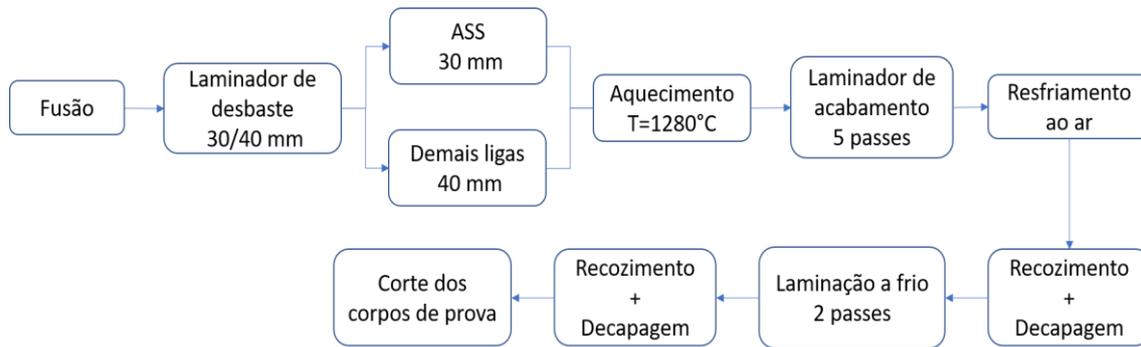


Figura 41: Fluxograma do processamento das ligas.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Ensaio de Tração

Durante este trabalho foram realizados ensaios de tração para diferentes composições químicas para avaliar as propriedades mecânicas da liga e, ao mesmo tempo, acompanhar a evolução de martensita em função de deformação produzida no ensaio. Foi desenvolvido um modelo que relaciona a magnetização gerada pela amostra com a fração de martensita formada, e por meio desta equação é possível realizar uma estimativa contínua da evolução da fração de volume de martensita com a tensão ou deformação a partir da medição magnética. Através deste ensaio é possível obter propriedades mecânicas tais como limite de escoamento, limite de resistência a tração, alongamento, módulo de Young, além da forma da curva $\sigma \times \epsilon$ ser uma forma indireta de indicar os efeitos na microestrutura ocorridos durante o ensaio, como as bandas de deformação.

Os corpos de prova foram cortados por eletroerosão e possuem 1,55 mm de espessura, 7 x 45 mm na seção útil, e 20 x 130 mm de largura e comprimento totais. A preparação dos CPs para medição de resposta magnética ao longo do ensaio foi realizada primeiramente com a remoção da camada de óxido previamente formada por polimento e, em seguida, uma bobina foi preparada em torno da amostra na seção útil do CP (Figura 42).

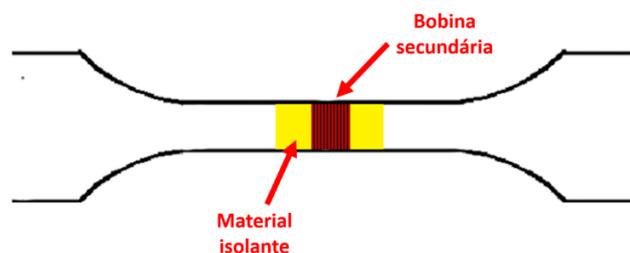


Figura 42: Esquema do corpo de prova de tração para medição magnética.

Após a preparação dos CPs, foi necessário definir os parâmetros de carga de acordo com a taxa de deformação desejada e a duração do ensaio associado. A Tabela 2 fornece os parâmetros usados na máquina para cada ensaio de tração. A máquina utilizada para realizar todos os ensaios foi a MTS 10T e é representada pela Figura 43. A taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) escolhida para análise das ligas foi de $7 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ e 10^{-4}s^{-1} , com o intuito de analisar o efeito da taxa de deformação.

Tabela 2: Parâmetros utilizados no ensaio de tração.

Taxa de deformação	$7 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ e 10^{-4}s^{-1}
Aquisição de dados	0,05 s
Velocidade do ensaio	0,3 m/s



Figura 43: MTS 10T utilizada para realização dos ensaios de tração.

3.2.2 Caracterização Magnética LMT

Foram realizadas medições magnéticas in-situ durante os ensaios de tração, método de medição magnética elaborado pelo laboratório LMT, que permite registrar os sinais magnéticos da amostra sob deformação e associá-los a transformação martensítica. Esses sinais coletados de forma ininterrupta estão diretamente relacionados com a formação de martensita e portanto, permitiram traçar curvas que associam a fração de martensita formada em função da deformação aplicada.

Para a medição magnética, o sistema Labview foi usado para comandar um perfil de corrente que induz um campo magnético e uma magnetização sobre a amostra. Os sinais (corrente e tensão induzida) são adquiridos usando um cartão NI-DAQ e convertidos em um arquivo de texto. A Figura 44 mostra a interface do software Labview. As configurações de entrada são mostradas à esquerda e a curva resultante é plotada à direita.

Para as amostras que serão analisadas neste trabalho foram escolhidas as taxas de deformação de $7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ e 10^{-4} s^{-1} . Alguns parâmetros magnéticos escolhidos foram: frequência de corrente de 10 Hz, 1000 pontos por ciclo, taxa de tensão (dU/dt) equivalentes a 400 V/s e 200 A para a sensibilidade de corrente. Além disso, foram realizados 800 ciclos (com duração de 80 s cada).

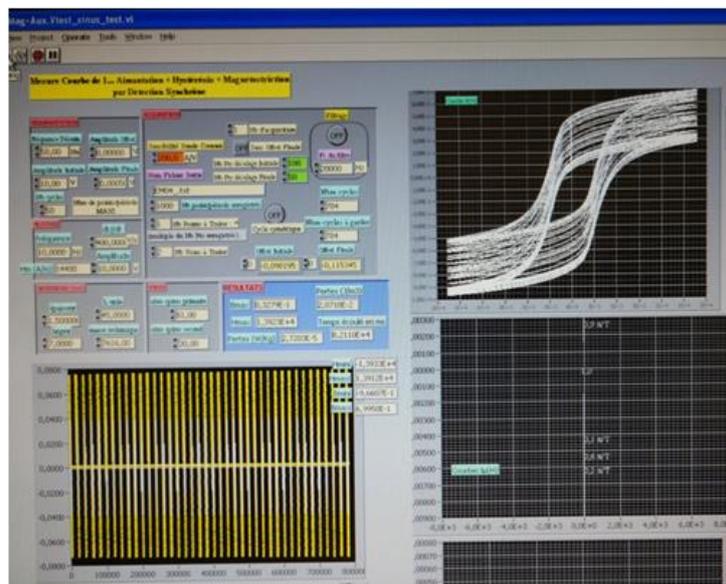


Figura 44: Interface do programa de medição magnética.

A Figura 45 apresenta o esquema de montagem dos ensaios para medição magnética. Duas bobinas são utilizadas: a maior é a bobina primária com 81 espiras; a outra é montada ao redor do CP com 30 espiras (bobina secundária). A última é usada para a medição do fluxo magnético. O termo yoke ferrimagnético indicado ao redor do sistema representa um material que possui elevada permeabilidade magnética com a função de concentrar as linhas de campo magnético geradas pela bobina principal, aumentando assim a força e a homogeneidade do campo magnético sobre a amostra.

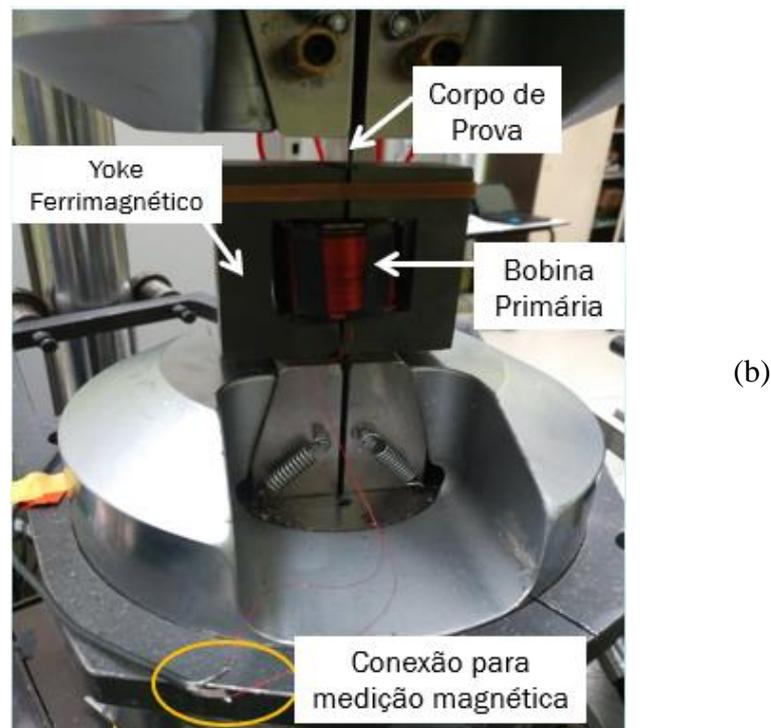
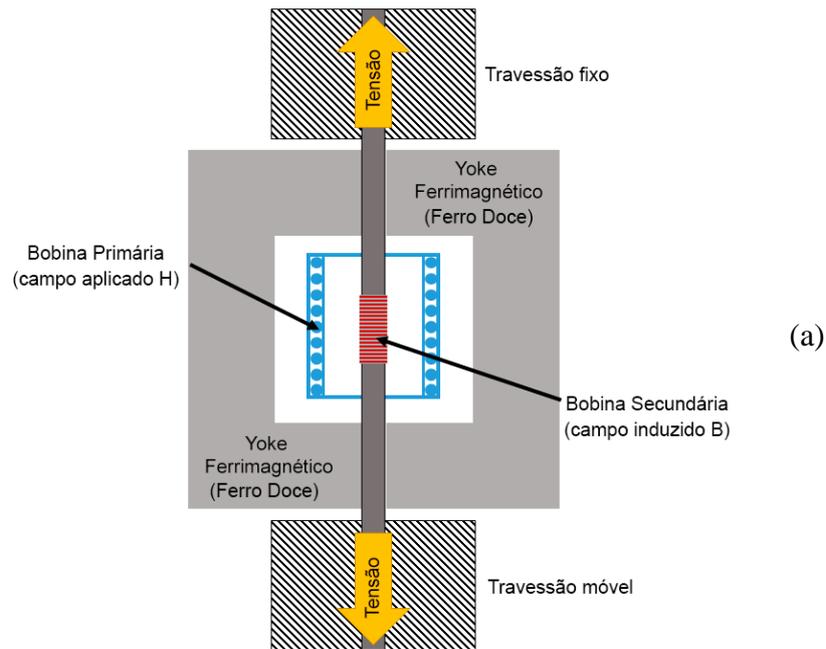


Figura 45: Configuração para medição magnética in-situ (a) desenho esquemático e (b) foto de um dos ensaios (Adaptado de [54]).

3.2.3 Processamento de dados via MATLAB

Após a realização dos testes in-situ, arquivos contendo valores de corrente e tensão foram obtidos como resultado. Como a frequência de amostragem foi de 10.000 pts/s, foi necessário registrar os dados obtidos em arquivos txt a cada 80s. Para testes com

alta taxa de deformação, apenas um arquivo foi suficiente para registrar o sinal magnético de todo o ensaio. Como era preciso utilizar uma mesma escala de tempo para dois resultados - informações magnéticas e mecânicas - foi necessário estimar uma escala temporal para o sinal magnético obtido que deveria corresponder ao tempo registrado pela máquina de tração.

Inicialmente foi criado um script via MATLAB que lesse os arquivos, extraísse somente as informações relevantes (pontos de máximo e mínimo, por exemplo) e compactasse-as em um segundo arquivo. O procedimento teve como objetivo a redução do tamanho dos arquivos que seriam processados para maior agilidade de processamento.

Após esta primeira etapa, um segundo código foi criado contendo todos os comandos que possibilitaram a transformação dos valores de corrente e tensão extraídos do ensaio em informações magnéticas relevantes. Inicialmente fez-se necessário aplicar uma correção de deriva (*drift*) causado pela propagação de pequenos erros durante o cálculo do fluxo da tensão induzida, centralizando os valores obtidos de tensão em zero, Figura 46. Este primeiro ajuste permitiu uma estimativa mais precisa sobre o cálculo de indução magnética (B).

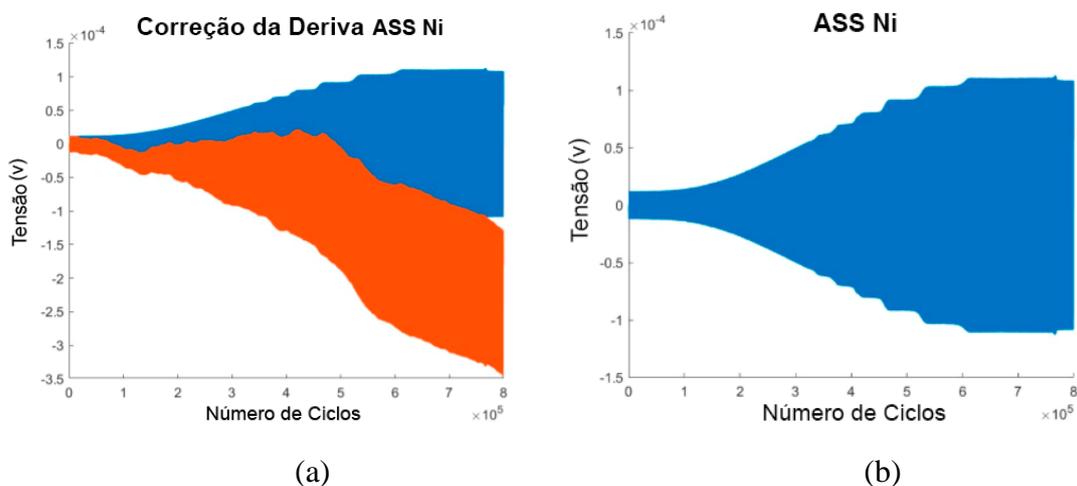


Figura 46: (a) Comparação dos valores de tensão induzida antes e após o ajuste (a) e (b) o resultado esperado após a correção.

Após este primeiro ajuste, uma escala de tempo única entre os arquivos foi ajustada, correlacionando os dados magnéticos e mecânicos, que foram coletados ao mesmo tempo (Figura 47).

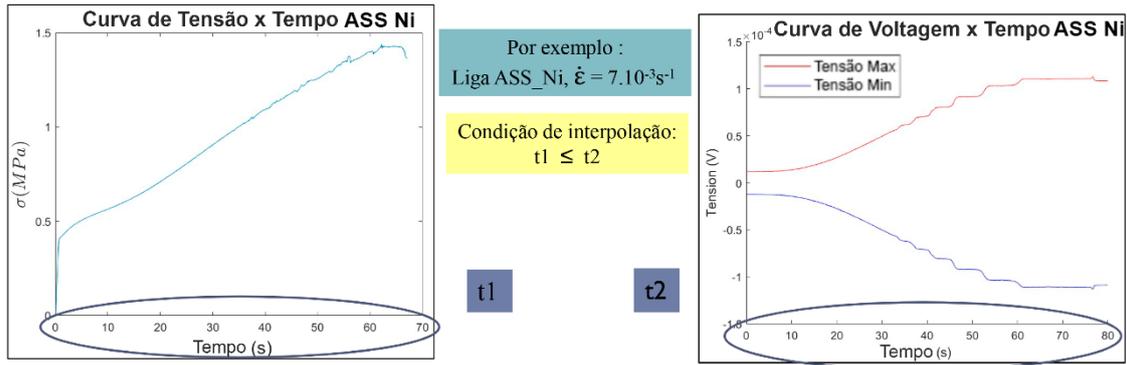


Figura 47: Exemplo do ajuste de tempo através de interpolação

Feito essas correções iniciais e tendo em posse os valores de tensão e corrente, foi possível calcular o campo magnético aplicado H (Equação 5), a indução magnética B (Equação 6) e a partir destas grandezas determinar a magnetização M (Equação 7) das amostras, que avalia o comportamento magnético da peça.

$$H = I \cdot \frac{N}{L_{eq}} \quad (5)$$

$$B = V \cdot \frac{1}{n \cdot A \cdot 10^{-6}} - \mu_0 H \left(\frac{A_0}{A} - 1 \right) \quad (6)$$

$$M = \frac{B}{\mu_0} - H \quad (7)$$

O termo “ I ” na Equação 5 representa a corrente aplicada, N o número de espiras da bobina primária e L_{eq} representa o comprimento que será submetido campo magnético H gerado pela bobina primária. Já na Equação 6 o termo V representa a tensão em volts, n é o número de espiras da bobina secundária, μ_0 é a permissividade do vácuo e A representa a área da seção que será analisada magneticamente, em metros.

A partir das curvas plotadas, foi possível observar uma mudança na magnetização relativa apenas ao carregamento do material (sem transformação de fase efetiva). Este efeito é conhecido como efeito Villari [70] e é um efeito do acoplamento magneto-elástico. Este fenômeno modifica a magnetização aparente, e deve ser corrigido pela aplicação da Equação 8:

$$M^S = \frac{M_\alpha^S}{1 + \eta\sigma} \quad (8)$$

Onde M^S representa a magnetização até a saturação, M_α^S corresponde a magnetização até a saturação da fase α (ferromagnética), η simboliza a relação entre a razão de variação da magnetização dividido pela variação de tensão (σ), que corrigirá

graficamente onde houver variação da resposta magnética sem transformação de fase (parâmetro do efeito Villari). Esta correção modifica o resultado em fração de martensita, já que se utiliza os valores de magnetização para calculá-la. A partir desta correção de magnetização e através de um modelo analítico, é possível convertê-lo em fração de martensita (f_{α}^{AC}) através das Equações 9 à 12 [54]:

$$\% \text{ at Fe} = \frac{nFe}{nFe + nC + nMn + nNi + nCr + nMo + nCu + nSi + nV} \quad (9)$$

$$M_{\alpha}^S = (\% \text{ at Fe} * M_{fer-pur}^S) \quad (10)$$

$$M_{fer-pur}^S = 1.71 \times 10^6 \text{ [A/m]} \quad (11)$$

$$f_{\alpha}^{AC} = \frac{\left(\frac{M_{\alpha}^S}{M_{\alpha}^S}\right) \left(\frac{3}{\chi_{\alpha}} + 2 \left(\frac{M_{\alpha}^S}{M_{\alpha}^S}\right) + 1\right)}{\frac{3}{\chi_{\alpha}} + 3 \left(\frac{M_{\alpha}^S}{M_{\alpha}^S}\right)} \quad (12)$$

O M_{α}^S é estimado através da Equação 9, onde a porcentagem atômica de ferro a calculada através das frações molares de todos os elementos presentes na liga. A partir desta relação é calculado M_{α}^S que é considerado como uma fração de $M_{fer-pur}^S$ que corresponde a magnetização de saturação do ferro puro. Portanto, para o cálculo da fração martensítica (Equação 12), a influência da composição química da liga é levada em conta, uma vez que não somente a porcentagem atômica de ferro é considerada para sua avaliação. Com essa relação, a expressão M^S / M_{α}^S permite que a fração da fase ferromagnética seja calculada usando uma abordagem auto consistente (AC) (Equação 12), que neste caso corresponde à fração de martensita.

No entanto, este modelo analítico não considera qualquer interação entre as partículas magnéticas - especialmente quando há baixa fração de martensita - e, portanto, é necessário corrigir esta estimativa auto consistente com um modelo linear (Equação 13) através de um fator que irá ajustar os dois comportamentos em uma única curva (Equação 14). A Equação 13 é uma função onde em que foi empregado o modelo de distribuição de probabilidade Voigt, que apresenta uma relação linear entre a magnetização da amostra (M^S) e sua magnetização de saturação (M_{α}^S). Esta função é ainda é muito utilizada para o cálculo da fração de martensita [53]. A Figura 48 ilustra as duas estimativas e uma mistura

entre elas (parâmetro de mistura 0,39). O parâmetro K é a proporção entre as duas funções que melhor ajusta a reta vermelha, como ilustra a Figura 48.

$$f_{\alpha}^{Voigt} = \frac{M^s}{M_{\alpha}^s} \quad (13)$$

$$f_{\alpha} = (1 - k)f_{\alpha}^{AC} + kf_{\alpha}^{Voigt} \quad (14)$$

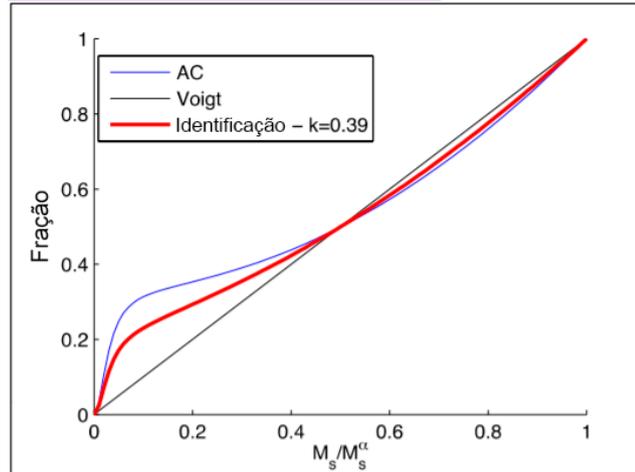


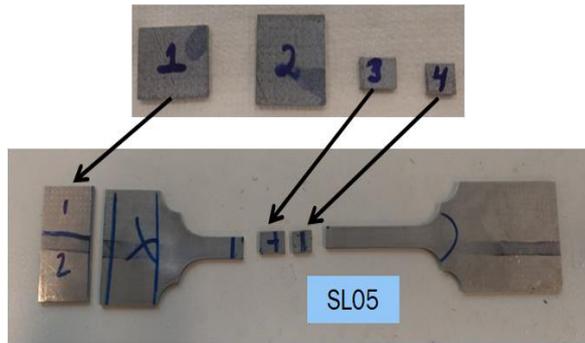
Figura 48: Curva que representa a relação otimizada entre dois modelos que descrevem a fração de martensita a partir da magnetização [54].

3.2.4 Caracterização Microestrutural

Foi realizado a caracterização microestrutural – por ser um método tradicional de quantificação de fase – com o intuito de comparar o valor de martensita encontrado com os resultados obtidos pela caracterização magnética. A primeira etapa de preparação da amostra é escolher e cortar a zona a ser analisada. Para isso, foi utilizada uma máquina de corte (Figura 49-a) com a seguinte configuração: velocidade da roda em torno de 1400 giros/m, avanço da velocidade entre 0,08 e 0,12 mm/s e comprimento de corte que variava de 32 a 50 mm. (Figura 49-b).



(a)



(b)

Figura 49: (a) Máquina de corte e (b) amostras após o corte.

O processo de embutimento facilita a manipulação da amostra durante o polimento e ataque químico, e permite a preparação simultânea de mais de uma amostra, como ilustra a Figura 50. Os parâmetros adotados foram 30KN de força, 9 minutos de aquecimento da resina e 3 minutos de resfriamento. A quantidade de resina empregada foi de aproximadamente 15g para cada embutimento (Figura 50 (a)).



(a)



(b)

Figura 50: (a) Máquina de embutimento e (b) amostras após embutimento.

Para preparação superficial das amostras, foram utilizadas uma sequência de lixas com diferentes graduações, ou seja, com material abrasivo (normalmente óxido de Al) de granulometria de 30 microns (P500) até 15 microns (P1200) em uma politriz apresentada pela Figura 51 (a). Em seguida, as amostras foram submetidas ao equipamento *Vibromed* que vibrou em dada frequência durante 2 a 3 minutos (Figura 51 (b)) com o objetivo de remover qualquer partícula que tinha permanecido na superfície após o lixamento.



Figura 51: (a) Máquina de lixamento e (b) Equipamento *Vibromed*.

Polimento com suspensão de diamante e polimento eletrolítico são as etapas finais de preparação superficial antes do ataque químico. O polimento tem o objetivo de deixar a superfície mais plana e sem imperfeições. Desta forma, as amostras foram polidas com suspensão de diamante de 6 microns, 3 microns e 1 micron. Uma politriz automática foi utilizada por 5 min para cada suspensão, aplicando em todos os casos uma força equivalente a 10N.

Sabendo que o aço inoxidável austenítico muda de fase quando submetido a uma deformação, não é possível garantir que durante o lixamento não ocorressem deformações superficiais e, com isso, alterações na quantidade de martensita sobre a superfície. Portanto, uma voltagem foi aplicada através da amostra cuja superfície está em contato com uma solução química, a fim de remover a camada encruada e permitir a análise da superfície com maior precisão. A Tabela 4 mostra os valores de tensão usados durante o polimento eletrolítico. A solução utilizada foi uma mistura de 95% de ácido acético e 5% de ácido perclórico, em contato com a superfície da amostra por 60 segundos.

Tabela 3: Tabela com parâmetros utilizados no polimento eletrolítico e ataque químico.

Amostras	Voltagem aplicada (V)	Duração do ataque químico (s)
ASS (sem deformação)	43	8
ASS (com deformação)	33	6
ASS Mn (sem deformação)	32	6
ASS Mn (com deformação)	32	12

Para revelar a microestrutura do material, o ataque químico chamado Behara – contendo 0,3g de $K_2S_2O_5$, 20 ml de HCl e 100 ml de água foi preparado (Figura 52). Como a solução é exotérmica, foi necessário aguardar em torno de 30 min para que a solução esfriasse, mantendo sempre o béquer aberto. Outro ponto importante é realizar o ataque logo após o polimento eletrolítico. Quanto maior o intervalo de tempo entre estas duas etapas, mais difícil o ataque e maior o tempo necessário para revelar a microestrutura. A Tabela 3 apresenta o tempo de ataque químico de cada amostra, necessário para revelar a microestrutura.



Figura 52: Ataque químico das amostras com solução Behara.

3.2.5 Caracterização Magnética VSM

Uma segunda caracterização magnética foi realizada utilizando um equipamento comercial conhecido como magnetômetro de amostra vibrante (*Vibrating Samples Magnetometers – VSM*), modelo 7404 [71]. Este magnetômetro é capaz de caracterizar as propriedades magnéticas de materiais em função do campo aplicado H , temperatura e tempo (Figura 54 (a)). Para a medição foram cortadas 4 amostras na seção útil do corpo de prova cujas dimensões e massa estão descritas na Tabela 4.

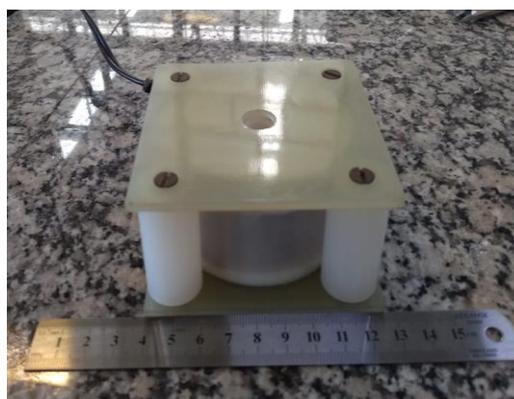
Tabela 4: Dimensões e massa das amostras analisadas via VSM

Ligas	Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)	Massa (g)
ASS	6,70	1,40	1,00	0,0680
ASS C+N	6,30	1,50	1,20	0,0660
ASS Cr	6,15	1,50	1,20	0,0639
ASS Mn	5,50	1,25	1,20	0,0457

Antes do ensaio é necessário calibrar o equipamento com uma esfera de níquel – amostra padrão recebida junto com o equipamento – sob um campo aplicado H de 5000 G. Após a calibração, a amostra é fixada com supercola em um porta-amostra (Figura 53 (a)) e, em seguida, submetida a um desmagnetizador por aproximadamente 30 segundos para desmagnetização da amostra (Figura 53 (b)).



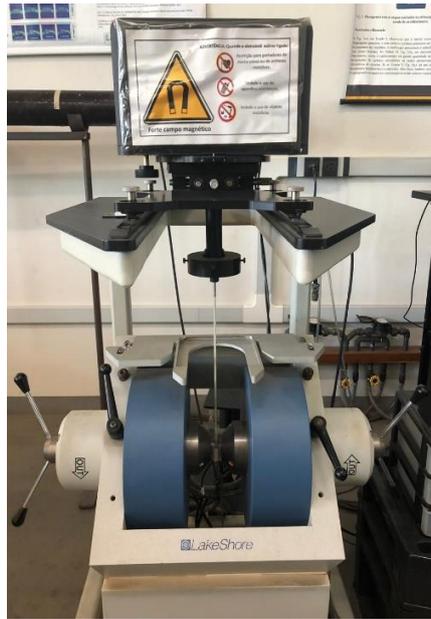
(a)



(b)

Figura 53: (a) Amostra fixada com supercola sobre um porta-amostra e (b) equipamento utilizado para desmagnetização das amostras.

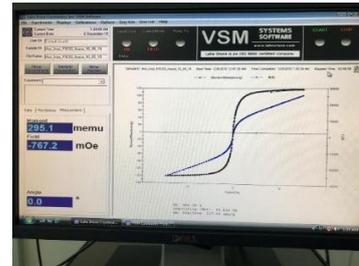
Após a desmagnetização, foi realizada a calibração do equipamento sobre a amostra, aplicando um campo H de 5000 G e em seguida realizando mais uma desmagnetização. Feito isso, foi necessário criar uma rotina do experimento, configurando todos os parâmetros iniciais antes de dar início ao ensaio. Vale lembrar que o sentido de maior comprimento deve estar alinhado no mesmo sentido do fluxo do campo magnético que será aplicado pelo equipamento (Figura 54 (b)). O princípio do ensaio é aplicar um campo H sobre o corpo de prova e, através de bobinas que atuam como detectores, captar a magnetização M da amostra para então calcular o campo magnético induzido B .



(a)



(b)



(c)

Figura 54: (a) Equipamento VSM; (b) configuração final para medição da resposta magnética de uma das amostras e (c) janela de comando do software durante o ensaio.

Ao longo do ensaio o software registra os pontos na janela de comando, como mostra a Figura 54 (c). Cada ensaio teve duração de aproximadamente 45 minutos. Após o ensaio, o equipamento gera um arquivo de texto com os valores do campo aplicado H , do campo induzido B , da magnetização M , e da permeabilidade magnética μ da amostra. O tratamento de dados consiste em criar uma rotina no MATLAB que permita traçar as curvas como $B \times H$ e $M \times H$.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção serão apresentados os resultados experimentais obtidos das ligas ASS, ASS (C+N), ASS Cr e ASS Mn escolhidas para compor a análise deste trabalho, onde cada composição visa analisar a influência de um diferente elemento químico em solução. Além disso, uma análise sobre o efeito da composição química nas curvas de $\sigma \times \epsilon$ tradicionais e sobre a fração de martensita em função da deformação será apresentada, bem como micrografias e outros resultados de caracterizações realizadas.

4.1.1 Ensaio de Tração

4.1.1.1 Efeito da taxa de deformação

A Figura 55 apresenta as curvas $\sigma \times \epsilon$ corrigidas referente as quatro amostras observadas neste trabalho, ensaiadas com taxas de deformação de $7.10^{-3}s^{-1}$ e $10^{-4}s^{-1}$, e que foram interrompidas após o ponto de máxima resistência da curva, antes de da ruptura dos CPs. Analisando o comportamento das curvas, é possível perceber que o limite de escoamento varia com a taxa de deformação, para uma mesma composição química. Ensaio com $\dot{\epsilon}$ mais lenta (curvas em vermelho) apresentam limite de escoamento menor do que em $\dot{\epsilon}$ mais rápidas (curvas em azul) e este comportamento é previsto pela literatura [60] uma vez que, em carregamento mais lento, o CP não sofre com efeito da temperatura e as discordâncias têm mais tempo para se descolarem, acarretando num encruamento menor.

A partir de um certo momento é possível ver que o comportamento das curvas se inverte: a curva vermelha cruza a azul e alcança valores maiores de tensão, isto é, a liga com $\dot{\epsilon}$ mais lenta encrua mais e obtém maiores valores de resistência, sem perda considerável em ductilidade (comparado com o alongamento da curva azul). Este fenômeno é chamado efeito TRIP, responsável pela combinação de ductilidade – devido a deformação da austenita – e resistência mecânica associado a formação de martensita por deformação [72].

Outro ponto interessante é que, a partir de 0,15 de deformação corrigida, a curva começa a apresentar certas ondulações (comportamento instável), exceto para a liga ASS Mn. Este efeito foi analisado via correlação de imagens [54] e constatado que bandas de deformação geradas durante o ensaio são as responsáveis por estas ondulações.

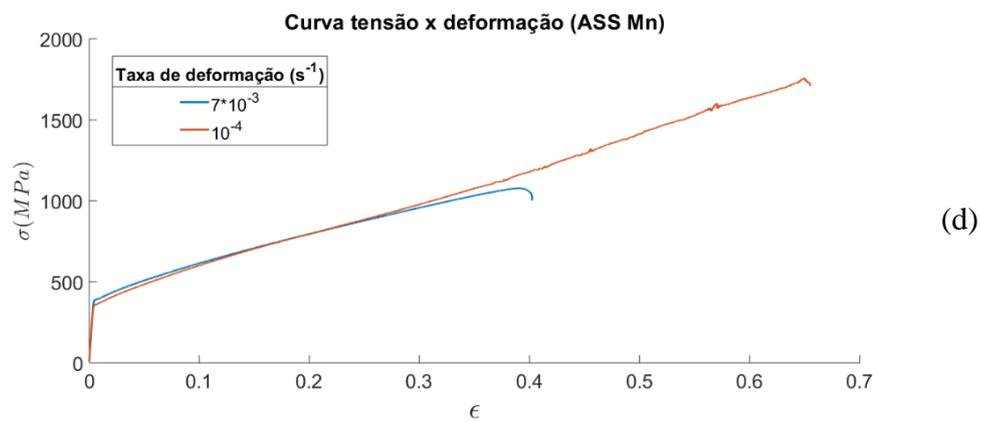
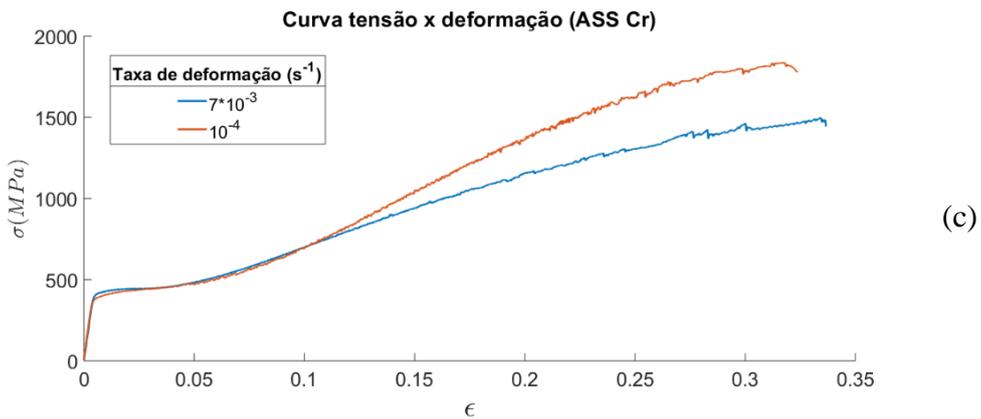
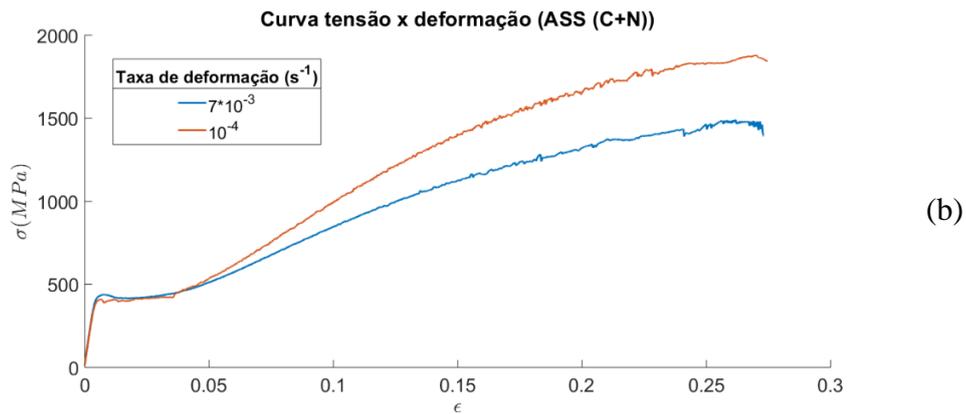
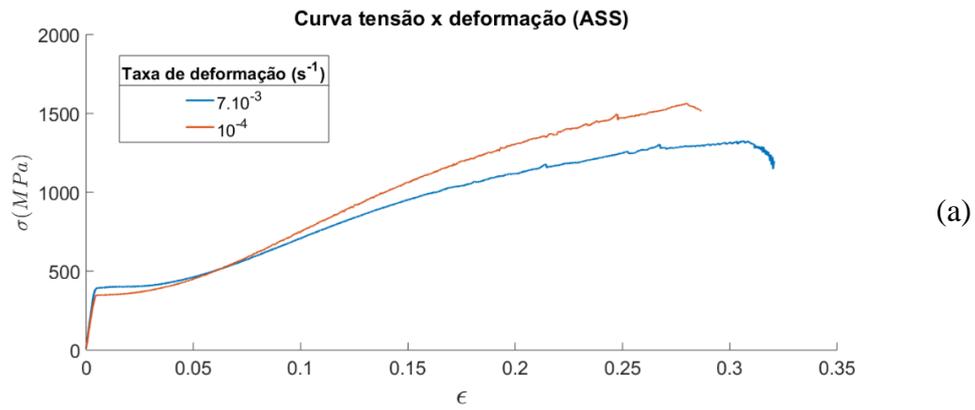


Figura 55: Curvas σ x ϵ com $\dot{\epsilon}$ de $7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ e 10^{-4} s^{-1} para as ligas (a) ASS, (b) ASS (C+N), (c) ASS Cr e (d) ASS Mn.

A Tabela 5 apresenta as propriedades mecânicas obtidas após os ensaios de tração. O maior limite de escoamento pertence a liga ASS (C+N) para as duas taxas de deformação. Seus limites de resistência também foram os maiores para ambas as taxas de deformação, porém foi a liga que apresentou os menores valores de alongamento. Este comportamento é observado na maior parte das ligas metálicas, onde a resistência mecânica e ductilidade são considerados mecanismos competitivos [60].

De forma análoga, nota-se que a liga ASS Mn (Figura 55 (d)) apresenta o maior alongamento para as duas taxas de deformação aplicadas, podendo chegar a 65,5% de alongação. Como consequência, seu limite de escoamento e limite de resistência à $\dot{\epsilon}$ de $7.10^{-3}s^{-1}$ foi o menor dentre todas as ligas.

Tabela 5: Propriedades mecânicas obtidas através de ensaio de tração para duas taxas de deformação.

Ligas	Limite de escoamento (MPa)		Limite de resistência (MPa)		Alongamento	
	$\dot{\epsilon} = 7.10^{-3}s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 10^{-4}s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 7.10^{-3}s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 10^{-4}s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 7.10^{-3}s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 10^{-4}s^{-1}$
ASS	389,7	344,3	1326	1564	0,3207	0,2866
ASS (C+N)	424,7	394,6	1490	1882	0,2728	0,2745
ASS Cr	398,1	367,6	1496	1838	0,3365	0,3235
ASS Mn	380,4	346,6	1078	1758	0,4023	0,6551

4.1.1.2 Efeito da composição química

A Figura 56 apresenta todas as ligas sob uma mesma taxa de deformação, permitindo analisar o efeito da composição química sobre as propriedades mecânicas. Uma primeira observação da Figura 56 (a) é sobre o formato similar das curvas ASS, ASS C+N e ASS Cr, com deformação variando entre 0,27 e 0,33 e limite de resistência entre 1326 MPa e 1496 MPa. A liga ASS Mn, entretanto, apresentou comportamento distinto dentre as demais, com valores de resistência menor (1078 MPa) e alongamento maior (0,4023).

Quanto ao limite de escoamento, observa-se valores próximos para as ligas ASS, ASS Cr e ASS Mn, de 380 à 390 MPa (Figura 56 (a)), Já a liga ASS C+N obteve maior tensão de escoamento (424 MPa) que pode ser explicado pelo efeito endurecedor do C e N, presentes em solução sólida intersticial na rede.

De acordo com a Figura 56 (a), é possível observar que a liga ASS Mn não possui nenhuma oscilação na curva, presente nas demais ligas, mesmo sob grandes deformações. Com isso, é possível sugerir que ASS Mn não apresentou bandas de deformação durante o ensaio de tração para uma taxa de deformação rápida ($\dot{\epsilon}$ de $7.10^{-3}s^{-1}$) e demonstrou baixa formação de bandas de deformação para $\dot{\epsilon}$ de $10^{-4}s^{-1}$ (Figura 56 (b)) a partir de 0,45 de deformação. Também fica claro ver que as maiores ondulações sob todas as curvas ocorreram à $\dot{\epsilon}$ de $10^{-4}s^{-1}$ e, portanto, indica-se que a formação de bandas de deformação varia com a taxa de deformação e torna-se mais acentuada para taxas mais lentas [54].

Com respeito ao limite de resistência, é possível observar que as ligas ASS C+N e ASS Mn tiveram valores aproximadamente iguais nas duas taxas de deformação. Entretanto houve diferença nos valores de alongamento, em que liga ASS Cr apresentou maior tenacidade tanto sob taxas de deformação lentas quanto rápidas.

De forma geral, a taxa de deformação mais lenta ($\dot{\epsilon} = 10^{-4}s^{-1}$) foi responsável pelos maiores limites de resistência, se comparado com $\dot{\epsilon} = 7.10^{-3}s^{-1}$. Este efeito foi mencionado na literatura [54], onde materiais que possuem bandas de deformação tipo PLC – *Portevin-Le Chatelier* (como observadas nas curvas) apresentam uma sensibilidade negativa à taxa de deformação, isto é, quanto maior a taxa de deformação, menor o limite de resistência [54].

Outro ponto relevante está no comportamento similar das curvas ASS e ASS Cr (curvas azul e preta), que mantiveram seus valores praticamente idênticos até 0,18 de deformação. As diferenças de composição química entre as duas estão na maior quantidade de C, N e Cr que a liga ASS Cr possui em comparação com a ASS. Desta forma, o aumento em resistência mecânica observado a partir de $\epsilon = 0,18$ pode ser justificado pela presença desses elementos em solução sólida, que atuam como endurecedores e atrapalham o movimento das discordâncias [60, 73].

O comportamento tão distinto da liga ASS Mn (Figura 56 (b)) pode ser explicado em termos de composição química, já que possui maiores teores de elementos como Ni, Mn e Cu em comparação às outras ligas. Esses elementos se localizam na rede cristalina ocupando o lugar de átomos de Fe (solução sólida substitucional). De acordo com a literatura [73], a resistência mecânica é afetada pela natureza da distorção produzida pelos átomos de soluto. Distorções esféricas – produzidas por elementos substitucionais como Ni, Mn e Si – são menos efetivas do que as distorções não esféricas causados por

elementos intersticiais como C e N [73]. Outra discussão apontada pela literatura [74] é que, a presença de elementos como Ni, Cu e Mn reduzem a taxa de encruamento das ligas, sendo também responsáveis pelo aumento da EFE. Desta forma, a presença destes elementos explica o comportamento de maior ductilidade (proveniente da austenita) e baixa resistência - proveniente da baixa formação de martensita por deformação.

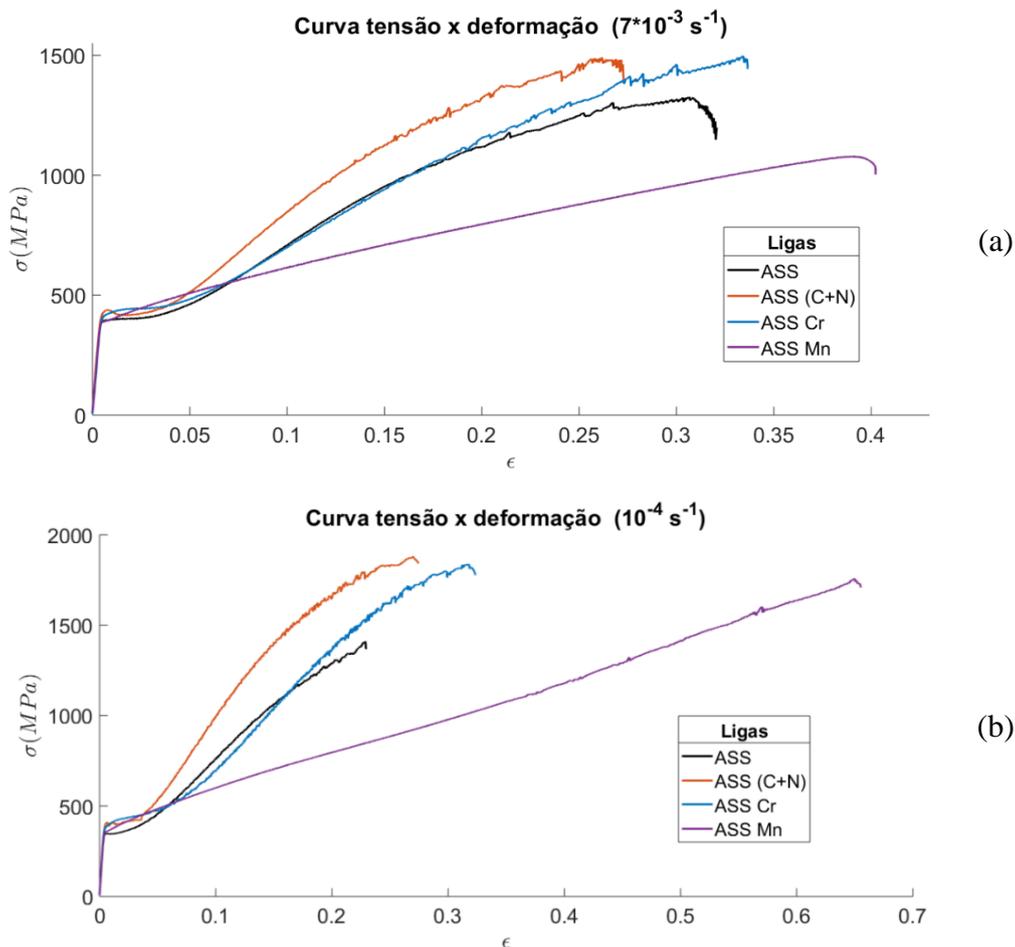


Figura 56: Curvas σ x ϵ para todas as amostras sob uma mesma composição química.

(a) $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ e (b) $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

4.1.2 Resultados magnéticos

Abaixo estão as curvas que relacionam a fração de martensita formada em função de deformação plástica aplicada (f_{α} x ϵ_p) durante o ensaio de tração, para as taxas de deformação de $7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ e 10^{-4} s^{-1} .

A Tabela 6 apresenta os valores de fração de martensita e deformação plástica. A liga ASS C+N apresentou maior fração de martensita (51%), e logo em seguida a liga

ASS com 50% para $\dot{\epsilon} = 7.10^{-3} s^{-1}$. Já para taxa de deformação mais lenta foi a liga ASS quem obteve maior fração de α' com 75%. A liga ASS Mn apresentou os menores valores de martensita para as duas taxas de deformação. Os valores de deformação são menores do que os valores de alongamento, já que este leva em consideração a contribuição elástica.

Tabela 6: Valores de fração de martensita (%) e deformação plástica das amostras.

Ligas	Fração de martensita (%)		Deformação plástica	
	$\dot{\epsilon} = 7.10^{-3} s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 7.10^{-3} s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$
ASS	50	75	0,30	0,21
ASS (C+N)	51	69	0,28	0,31
ASS Cr	43	64	0,30	0,22
ASS Mn	15	20	0,40	0,41

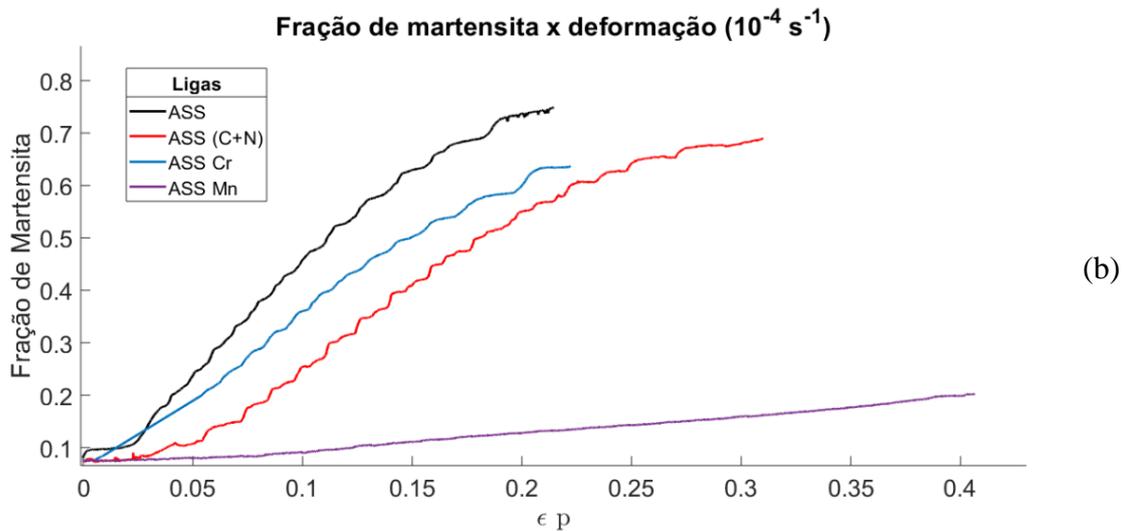
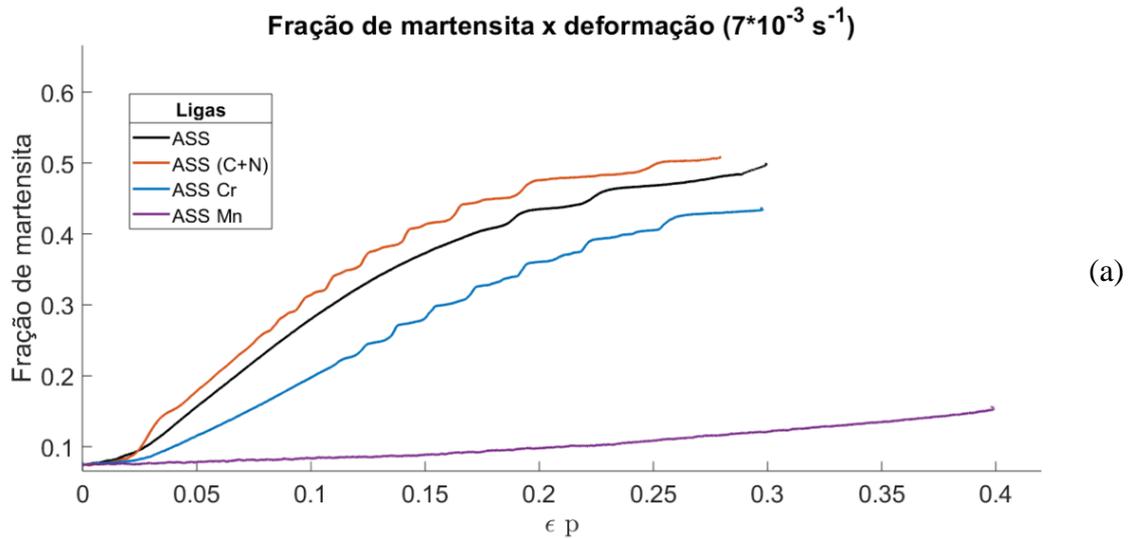


Figura 57: Fração de martensita x deformação para as $\dot{\epsilon}$ de $7 \times 10^{-3} s^{-1}$ e $10^{-4} s^{-1}$.

A Figura 57 mostra que a formação de martensita é muito maior nas ligas ASS, ASS C+N e ASS Cr – fração entre 43 - 50% para $\dot{\epsilon} = 7.10^{-3}s^{-1}$ e entre 64 - 75% para $\dot{\epsilon} = 10^{-4}s^{-1}$. A curva ASS Mn possui a menor taxa de transformação martensítica (inclinação da curva) tanto para altas quanto baixa taxas de deformação. É possível utilizar as relações de Ni equivalente, Cr equivalente, M_{d30} e energia de falha de empilhamento para justificar o comportamento das curvas e entender a influência desses elementos sobre a transformação. A Tabela 7 apresenta os resultados das Equações 1 e 2 para cada amostra.

Tabela 7: Resultados de Cr e Ni equivalentes, além da EFE para as amostras analisadas.

Ligas	Cr equivalente	Ni equivalente	M_{d30} (°C)	EFE (mJ/m ²)
ASS	15,10	49,48	100,48	31,26
ASS (C+N)	14,38	46,39	131,32	43,93
ASS Cr	15,15	46,89	117,37	44,55
ASS Mn	15,11	54,10	71,61	43,66

Observa-se que os valores de Cr equivalente são praticamente os mesmos para todas as ligas, estando em torno de 15 (mJ/m²), entretanto o maior valor de Ni equivalente é justamente o da liga ASS Mn, ou seja, existe uma maior contribuição de elementos estabilizadores da fase austenítica presentes em sua composição química, e esta contribuição influencia a fração de α' formada, também observado por Tsuchida et al. [60]. Esta maior estabilidade austenítica também pôde ser observada através da temperatura M_{d30} . Observa-se que a liga ASS Mn foi a que apresentou a menor temperatura M_{d30} , tendo, portanto, a fase austenítica mais estável e indicando a menor taxa de transformação martensítica, como visto na Figura 57.

De acordo com o comportamento das curvas à $\dot{\epsilon}$ de $7.10^{-3}s^{-1}$, observa-se que a taxa de transformação martensítica da liga ASS C+N (curva em vermelho) é maior do que a liga ASS, ou seja, em termos de composição química o aumento dos teores de C e N na liga propiciou um aumento da taxa de transformação. Este resultado está de acordo com a explicação baseada na EFE e com trabalhos da literatura [53, 75], em que C e N são os elementos de maior influência da equação, onde o C tende a aumentar a EFE e o N a reduzir. Além disso, este resultado também está de acordo com a temperatura M_{d30} , sendo a liga que apresentou a maior temperatura e com isso, a austenita mais instável

dentre todas as ligas, condição ideal para uma maior taxa de transformação martensítica por deformação (Figura 57 (a)).

Observa-se que a liga ASS Cr (curva azul) apresentou uma taxa de transformação martensítica menor em comparação com as ligas ASS e ASS C+N, para $\dot{\epsilon}$ de $7.10^{-3} s^{-1}$. Em termos de composição química, esta liga possui apenas um acréscimo de 1% Cr em comparação com a liga ASS C+N e mesmo assim, sua taxa de transformação foi reduzida consideravelmente. Este resultado não pode ser justificado em termos de EFE, já que o Cr é considerado elemento ferritizante, ou seja, facilitaria a transformação martensítica e mesmo assim, sua contribuição na equação de EFE é muito pequena.

Com respeito ao efeito do Cr sobre a EFE, a literatura apresenta este mesmo comportamento em outros trabalhos como o de PARSHOROV et al. [76], que analisavam o efeito da adição de Cr-Mn do aço X30 sobre a transformação martensítica por deformação. Foi observado que, a presença de 5-10%p de Cr leva a estabilização da austenita à temperatura ambiente e impede a formação de martensita inicial, diminuindo a capacidade de formação de α' . Foi constatado também que a adição de 5%p de Cr no aço X30 (X305Cr12Mn) foram suficientes para aumentar consideravelmente as propriedades mecânicas do aço e sua plasticidade, o mesmo também pôde ser observado através da Figura 58. Desta forma, acredita-se que exista outra variável metalúrgica que não está sendo levada em consideração, que poderia explicar o comportamento desta liga ASS Cr. Outro mecanismo endurecedor atuante, já que a liga ASS Cr apresentou os maiores valores de limite de resistência para as duas taxas de deformação aplicadas, e este mesmo comportamento foi observado por PARSHOROV et al. [76].

Com respeito a taxa de transformação martensítica, é possível afirmar que esta varia com a taxa de deformação aplicada. Por exemplo, a liga ASS C+N (curva vermelha) que apresentou maior taxa de transformação à $\dot{\epsilon} = 7.10^{-3} s^{-1}$, ficou em terceiro lugar na para $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$, ou seja, a formação de martensita para esta liga aumenta com o aumento da taxa de deformação. O comportamento oposto acontece para as ligas ASS e ASS Cr, em que estas apresentaram maior taxa de transformação martensítica para $\dot{\epsilon}$ mais lenta.

De acordo com a literatura, a taxa de deformação possui dois efeitos concorrentes sobre a transformação martensítica por deformação [77]. O primeiro é que altas taxas de deformação induzem um aquecimento da liga e este aquecimento dificultará a formação de martensita induzida por deformação. O segundo efeito é que maiores taxas de deformação promovem a formação de bandas de cisalhamento, que contribuem para o

aumento da fração martensítica por deformação [77]. Observa-se que, de acordo com a Figura 57 (a), as curvas produzidas pela maior taxa de deformação apresentaram menor fração martensítica do que na Figura 57 (b), indicando que o efeito do aquecimento é mais efetivo do que o efeito da formação de bandas de cisalhamento, para essas ligas.

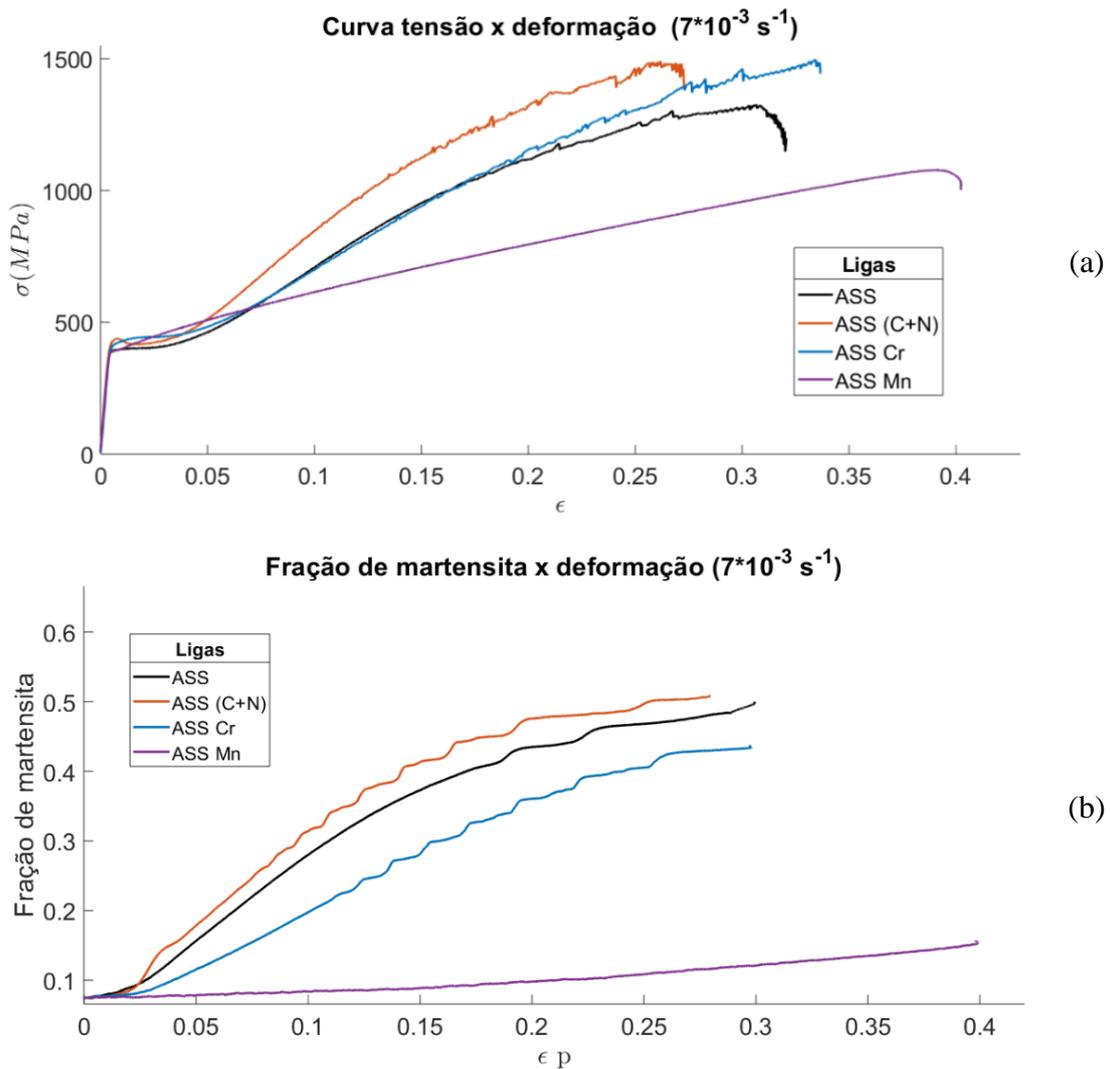


Figura 58: Comparação entre a curva $\sigma \times \epsilon$ com a curva $f_{\alpha} \times \epsilon_p$ para taxa de deformação de $7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

Comparando os resultados mecânicos com a fração de martensita, nota-se um comportamento coerente da liga ASS Mn, que apresentou a menor fração de martensita formada e o menor valor de limite de resistência (Figura 58), para as duas taxas de deformação. Entretanto observa-se que, mesmo com um valor bem menor de martensita presente (aproximadamente 15%), o seu desempenho mecânico não foi muito inferior às outras ligas. Isto mostra que existe coerência entre a fração de martensita e a resistência

mecânica, porém este não é o único mecanismo endurecedor envolvido. Em teoria, quanto maior a fração martensítica maior seria a resistência mecânica, já que a martensita é uma fase muito dura. Entretanto a recíproca não é verdadeira, isto é, é possível obter altos valores de resistência mecânica mesmo não possuindo a maior fração de martensita, que é o caso da liga ASS Cr para $\dot{\epsilon} = 7.10^{-3}s^{-1}$. Existe um balanço entre a fração ideal de martensita combinados ao efeito TRIP que proporcionam a maior resistência combinados a elevada ductilidade.

Outra relação importante entre propriedade mecânica e fração de martensita é o ponto de interseção entre as curvas com taxa de deformação diferentes (Figura 55). Quanto mais estável a austenita, mais tarde ocorre o cruzamento das curvas (em maiores valores de deformação) [50], isto é, a instabilidade da fase mãe γ influencia o início do efeito TRIP, que afeta diretamente as propriedades mecânicas das ligas.

A Figura 59 apresenta as curvas de fração de martensita em função da tensão aplicada, para as duas taxas de deformação de $7.10^{-3}s^{-1}$ e de $10^{-4}s^{-1}$. Foi possível observar duas regiões distintas. A primeira região é uma linha reta, indicando que não ocorre transformação martensítica com o aumento da tensão. A partir de um dado valor de tensão, que será nomeado tensão crítica, inicia-se a transformação martensítica por deformação. Este valor varia para cada liga, ou seja, o início da transformação martensítica é dependente da composição química. A partir deste ponto a fração de martensita começa a aumentar até apresentar um comportamento linear, que corresponde a segunda região da curva. A Tabela 8 apresenta a taxa de transformação martensítica, em função da tensão e o ponto de início da transformação.

Tabela 8: Taxa de transformação martensítica e início da transformação baseado nas curvas fração de martensita x tensão para todas as amostras.

Ligas	Taxa de transformação martensítica (MPa ⁻¹)		Início da transformação martensítica (MPa)	
	$\dot{\epsilon} = 7.10^{-3}s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 10^{-4}s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 7.10^{-3}s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 10^{-4}s^{-1}$
ASS	$3,713. 10^{-4}$	$4,615. 10^{-4}$	396,6	358,6
ASS (C+N)	$3,628. 10^{-4}$	$4,226. 10^{-4}$	453,9	402,9
ASS Cr	$3,373. 10^{-4}$	$3,790. 10^{-4}$	475,6	464,8
ASS Mn	$1,579. 10^{-4}$	$1,989. 10^{-4}$	738,2	618,1

Do ponto de vista metalúrgico, na primeira região ocorre apenas a deformação da austenita e possivelmente a formação da martensita ϵ , que não pode ser mensurada já que possui caráter paramagnético semelhante a austenita. A partir da tensão crítica, a austenita deforma-se cada vez mais podendo transformar-se diretamente em martensita α' . Além disso, a martensita ϵ presente na matriz começa sofrer novo cisalhamento transformando-se na martensita α' ferromagnética.

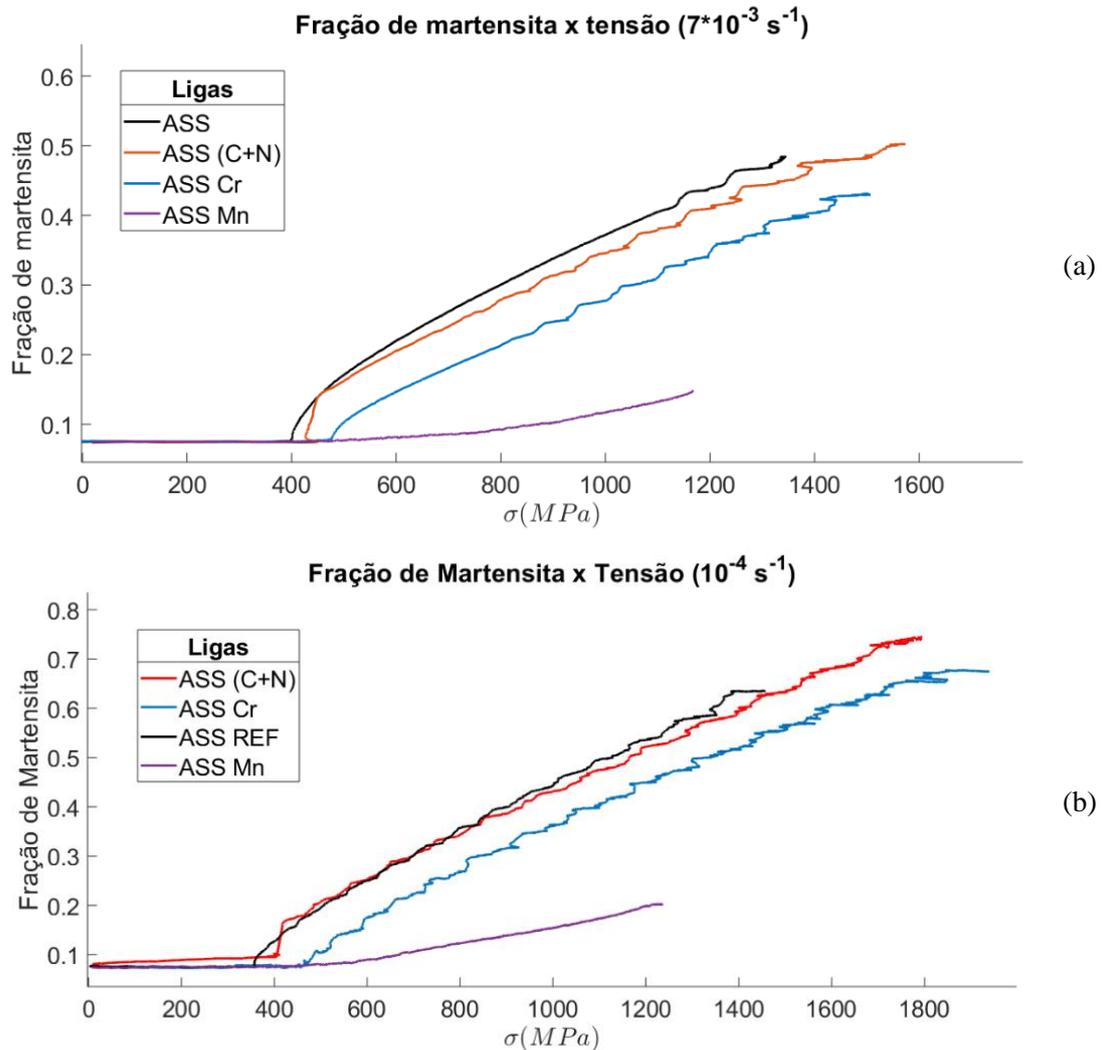


Figura 59: Fração de martensita em função da tensão aplicada para (a) $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ e (b) $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Pela Figura 59 (a) é possível observar que as três curvas com maiores taxas de deformação (curvas preta, vermelha e azul) possuem inclinações muito próximas (de 3,3 a 3,7. 10^{-4} MPa^{-1}), de acordo com os valores dispostos na Tabela 8. A mesma semelhança é observada na Figura 59 (b), em que a taxa de deformação é mais lenta ($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). Com isso, sugere-se que a composição química exerce baixa influência

sob a taxa de transformação martensítica, já que a inclinação da região linear da curva diminui levemente com o aumento de elementos em solução - comportamento também presente nas curvas apresentadas por PARSHOROV et al. [76]. Vale ressaltar que a liga ASS Mn não entrou na comparação pois sua composição química é muito diferente das demais, tendo outros elementos em maior teor em solução.

Comparando os valores de $\dot{\epsilon}$, nota-se que a taxa de transformação martensítica aumentou para $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$, o que permite dizer que a inclinação da segunda região das curvas é dependente da taxa de deformação aplicada e, para essas ligas, quanto mais lento o ensaio, maior será a fração de martensita obtida, pois a taxa de transformação é inversamente proporcional a taxa de deformação.

Outro ponto a ser destacado é que, a tensão crítica para a transformação martensítica está diretamente relacionada com a taxa de transformação martensítica. Ou seja, as ligas que possuem menor tensão crítica – iniciam a formação de martensita sob tensões menores - terão maior taxa de transformação – maior inclinação da reta, como pode ser visto na Tabela 8. A liga que apresentou maior taxa de transformação foi ASS ($3,71 \cdot 10^{-4} MPa^{-1}$), com tensão crítica de 396,6 MPa. De igual modo, a liga com menor taxa de transformação – ASS Mn com $1,579 \cdot 10^{-4} MPa^{-1}$ – obteve o maior valor de tensão crítica, igual a 738,2 MPa. Sendo assim, a demora da liga em dar início a transformação indica que sua taxa de formação de martensita será menor.

4.1.3 Métodos comparativos

4.1.3.1 Metalografia

A metalografia é o método clássico empregado para quantificar fases de diversas ligas ferrosas. Portanto, nesta seção serão apresentadas algumas micrografias obtidas antes e depois do ensaio de tração para as amostras ASS e ASS Mn, ensaiadas sobre taxa de deformação de $7 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ e analisadas em corte transversal da seção útil do corpo de prova. As imagens apresentam a morfologia das fases envolvidas – martensita e austenita – e permitem comparações microestruturais entre ligas de elevada taxa de transformação martensítica (ASS) e baixa taxa de transformação (ASS Mn). Uma análise sobre a complexidade e viabilidade desta técnica de quantificação de martensita será apresentado.

A Figura 60 apresenta micrografias retiradas da amostra ASS antes e após a deformação. São identificadas as fases austenítica em branco e martensítica em marrom. Além disso, é possível perceber na Figura 60 (a) que mesmo antes do ensaio acontecer a estrutura apresenta formação de martensita, o que é contra intuitivo. Desta forma foi verificado na literatura que, durante a preparação metalográfica, determinada força é aplicada durante o lixamento e polimento sobre a superfície das amostras, e essa pressão foi responsável por induzir superficialmente uma transformação martensítica [67].

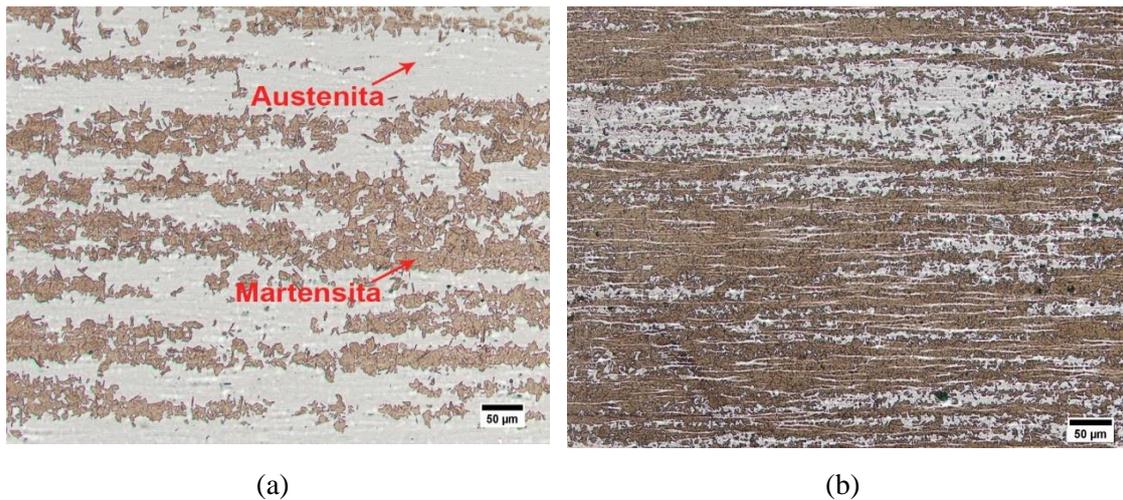
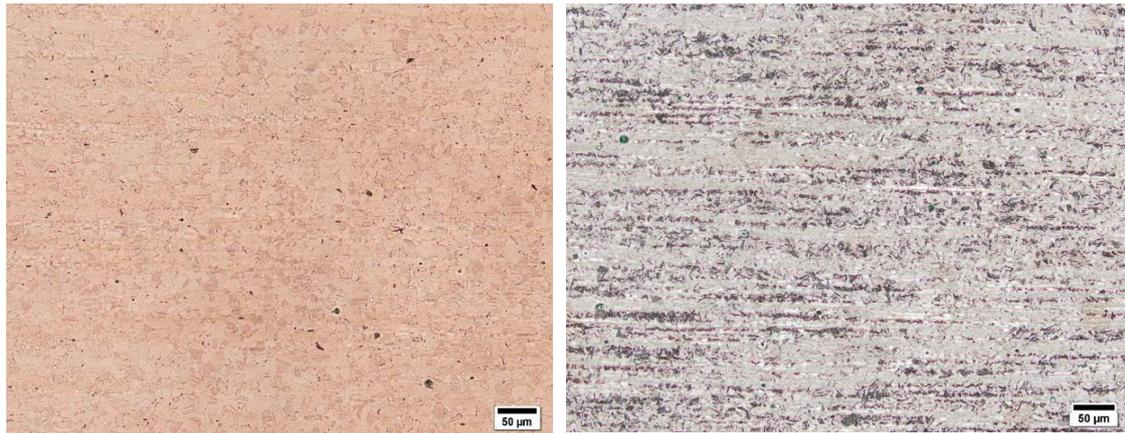


Figura 60: Amostra ASS (a) antes do ensaio de tração e (b) após o ensaio de tração com $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

A Figura 60 (b) apresenta uma fração considerável de martensita formada após o ensaio de tração, em coerência com a fração martensítica obtida a partir das medições magnéticas in-situ, sendo a liga que apresentou uma das maiores frações de martensita formada (50 %). Quanto a morfologia, é possível observar que as fases martensita e austenita estão dispostas em camadas, umas paralelas as outras, como representado pela Figura 60 (a). Este comportamento pode ser considerado um reflexo do processo de laminação empregado na preparação dos corpos de prova [78]. Se os grãos austeníticos estavam achatados antes de serem ensaiados, a formação de martensita seguirá o mesmo padrão e estará disposta em camadas.



(a)

(b)

Figura 61: Amostra ASS Mn (a) antes do ensaio de tração e (b) após o ensaio de tração com $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

A Figura 61 apresentam a microestrutura da amostra ASS Mn antes e após o ensaio de tração. Nota-se que para esta liga não houve formação de martensita durante a preparação metalográfica, que foi observado na liga ASS antes da deformação. Na Figura 61 (a), a microestrutura só apresenta fase austenítica, dentro do esperado para um aço austenítico que não sofreu deformação. Na Figura 61 (b) nota-se que mesmo após grandes deformações, apenas parte da microestrutura ainda é composta por martensita, o que comprova a baixa fração de α' apresentada na seção anterior para esta liga.

Visto a complexidade da preparação metalográfica para estas ligas, uma fez necessário polimento mecânico mais polimento eletrolítico para remoção da camada encruada e ataque químico diferenciado, o longo tempo necessário para caracterização somado a incerteza quanto a fração de fase obtida, conclui-se que esta metodologia não é válida para determinar a fração de martensita final para essas ligas.

4.1.3.2 Sistema LMT – caracterização magnética

Este método de quantificação de fase é capaz medir a evolução do sinal magnético em tempo real, durante o ensaio, e com isso obter os valores de fração de martensita para cada valor de tensão aplicado. Os sinais coletados são valores de corrente e tensão medidos ao longo do ensaio, que podem ser traçados como mostra a Figura 62. De acordo com o tempo total do ensaio (em torno de 50 segundos), foram traçadas 10 curvas com intervalo de tempo fixo. Desta forma cada cor de uma curva representa um tempo t registrado durante o ensaio.

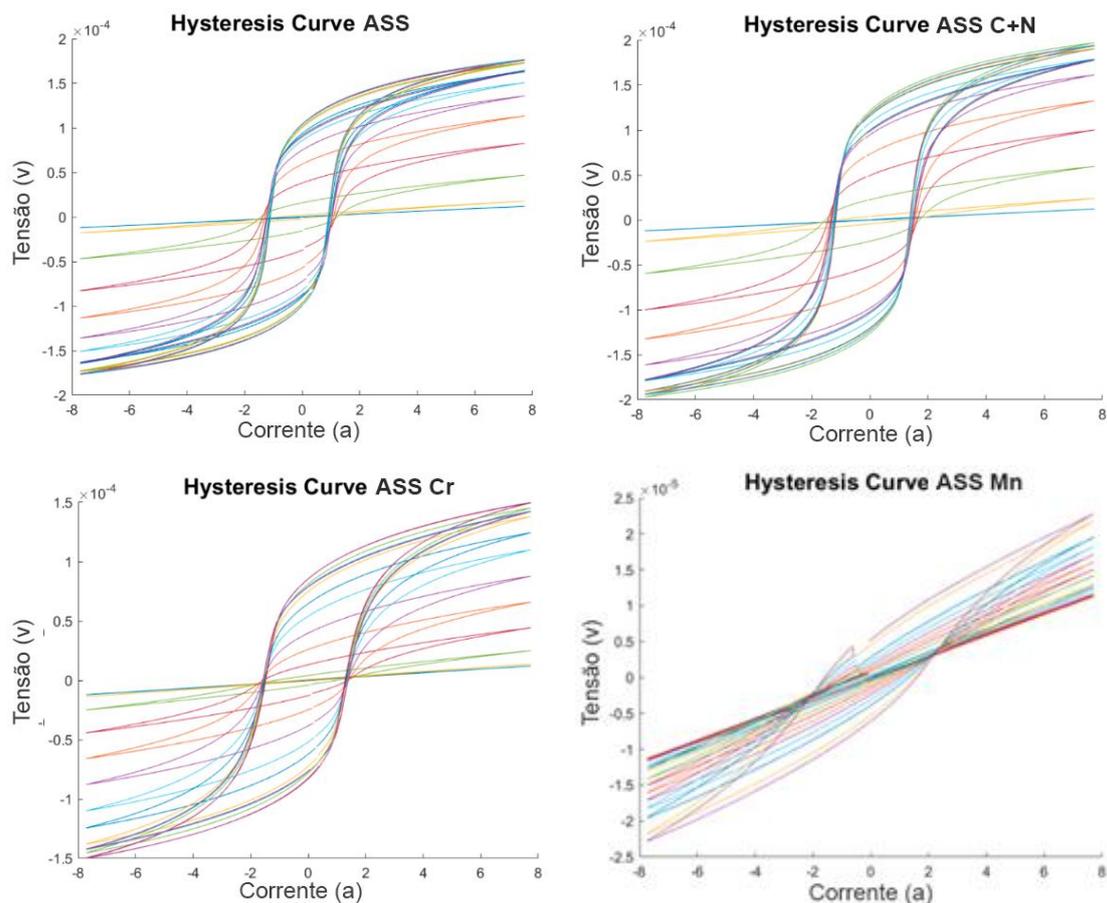


Figura 62: Curvas Tensão (em volts) x corrente coletadas ao longo do ensaio das amostras analisadas.

A partir das curvas é possível ver um comportamento similar para as ligas ASS, ASS C+N e ASS Cr, que tiveram tensões registradas da ordem de $2 \cdot 10^{-4}$ V, já a liga ASS Mn obteve sinal de tensão 10 vezes mais baixo ($v = 2,5 \cdot 10^{-5}$ V), um indício da baixa fração de martensita formada por esta liga, como foi apresentado na seção 1.1.2.

Com esses dados, foi possível calcular a magnetização de cada amostra ao longo do tempo, como ilustra a Figura 63. Vale ressaltar que cada tensão máxima de cada curva apresentada pela Figura 62 (valor de tensão para corrente igual a 8 A) foi utilizado para compor a curva magnetização em função do tempo. Ou seja, cada ponto máximo representa um ponto que compõe as curvas da Figura 63. O valor de magnetização foi obtido utilizando as relações apresentadas na seção 3.2.3.

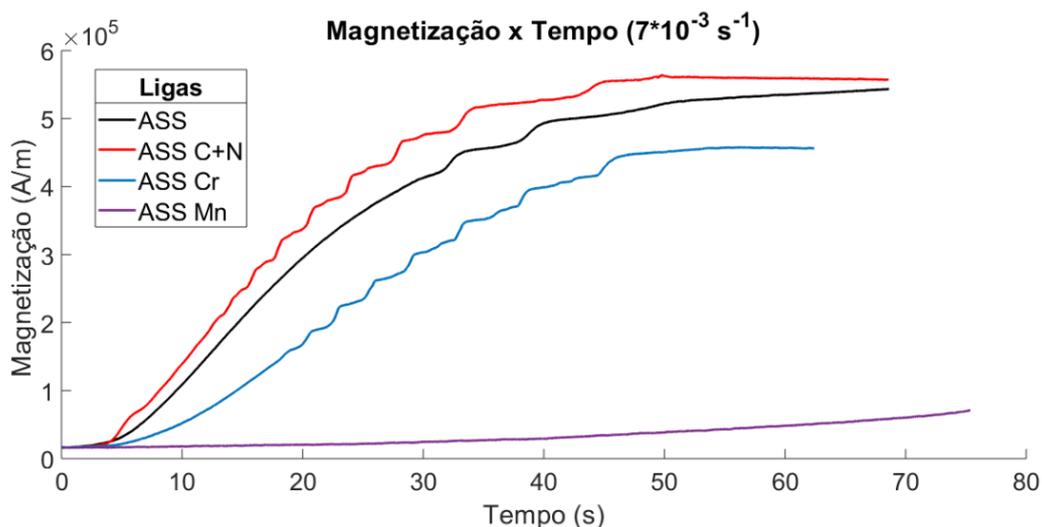


Figura 63: Curvas de magnetização em função do tempo das ligas ASS, ASS C+N, ASS Cr e ASS Mn, sob taxa de deformação de $7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

Nota-se que os maiores valores de magnetização foram das ligas ASS C+N e ASS, e logo em seguida a liga ASS Cr, um pouco mais abaixo. A menor magnetização encontrada foi a da liga ASS Mn, 4 vezes menor que a liga ASS Cr, aproximadamente. Os valores de magnetização obtidos ao final do ensaio estão dispostos na Tabela 9. Também foi possível observar certas ondulações a partir de 12 s para as curvas vermelha, preta e azul. Essas ondulações são as mesmas observadas nas curvas tensão-deformação e representam as bandas de deformação produzidas durante o ensaio.

Tabela 9: Relação entre os valores de magnetização e a fração de martensita, obtidos pela caracterização magnética do sistema LMT.

Ligas	Magnetização (A/m)	Fração de martensita (%)
ASS	$5,44 \cdot 10^5$	50
ASS (C+N)	$5,57 \cdot 10^5$	51
ASS Cr	$4,56 \cdot 10^5$	43
ASS Mn	$7,31 \cdot 10^4$	15

Analisando a Tabela 9, nota-se que a liga que apresenta maior magnetização, também obteve maior fração de martensita. O mesmo acontece para a amostra com magnetização mais baixa (ASS Mn), que também obteve a menor fração martensítica. Desta forma, é possível perceber uma relação proporcional entre a magnetização e a fração de martensita. Quanto maior o valor de magnetização mensurado, maior a fração de fase ferromagnética presente. Estas observações estão em concordância com a Equação 12, que utiliza M para calcular a fração de martensita.

4.1.3.3 Magnetômetro de Amostra Vibrante – VSM

Além da caracterização magnética realizada pelo sistema LMT, foi empregada outra técnica de caracterização magnética com o intuito de analisar o comportamento das amostras sobre campos magnéticos intensos, da ordem de $1,18 \cdot 10^6$ A/m. A Figura 64 apresenta as curvas de magnetização obtidas após deformação, sobre amostras com volumes que variam de 8 a 11 mm^3 e massas de 46 a 68 mg.

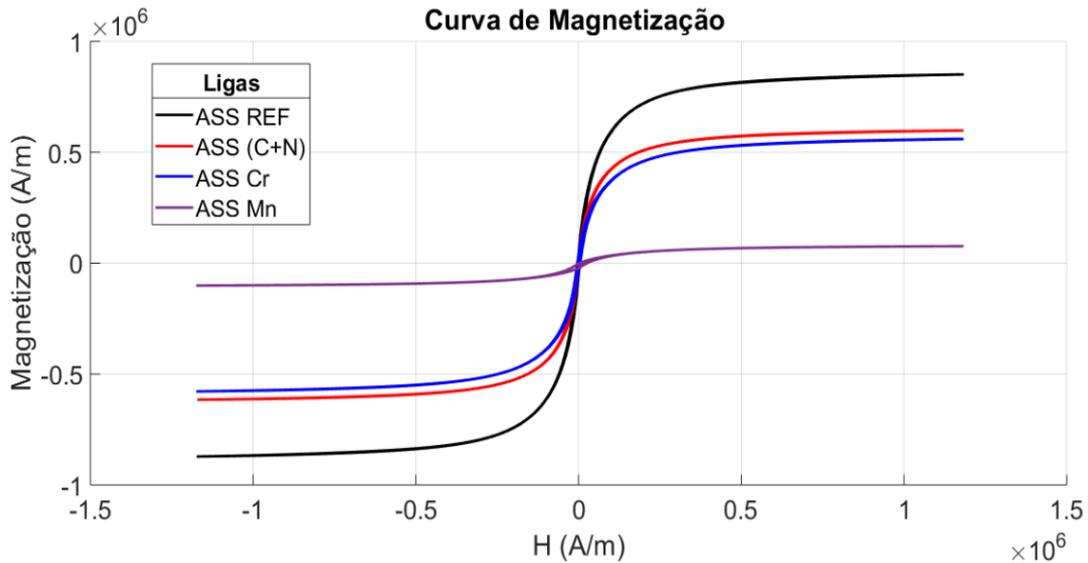


Figura 64: Curva magnetização x campo aplicado para todas as amostras sob taxa de deformação de $7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

É possível verificar que a partir de $H = 0,5 \cdot 10^6$ A/m todas as amostras alcançaram a magnetização de saturação. A liga ASS apresentou maior magnetização ($8,5 \cdot 10^6$ A/m), em seguida, as ligas ASS C+N e ASS Cr apresentaram valores próximos, entre $5,6$ e $6 \cdot 10^6$ A/m e a liga ASS Mn obteve o menor valor de magnetização, 10 vezes menor em comparação com as demais ($7,651 \cdot 10^5$ A/m), corroborando com o menor teor de martensita apresentado por esta liga (Tabela 9).

É preciso levar em consideração que, a direção do campo H medido, a área e volume das amostras influenciam muito os resultados magnéticos. A medição do sistema LMT foi realizada com o campo H em direção paralela ao sentido de laminação do material Figura 65 (a), já no magnetômetro VSM o campo aplicado H foi perpendicular ao sentido de laminação Figura 65 (b). Portanto, caso os corpos de prova possuam certa anisotropia gerada durante a laminação a frio, tal direcionalidade irá afetar os resultados magnéticos. Além disso, a área e volume analisados pelo VSM, em torno de $(6 \times 1,5 \times 1,2 \text{ mm})$, foram

certamente menores à região onde a bobina secundária foi colocada durante a medição in-situ (7 x 5 x 1,55 mm). Essas e outras variáveis inerentes do ensaio podem promover variações nos resultados de magnetização.

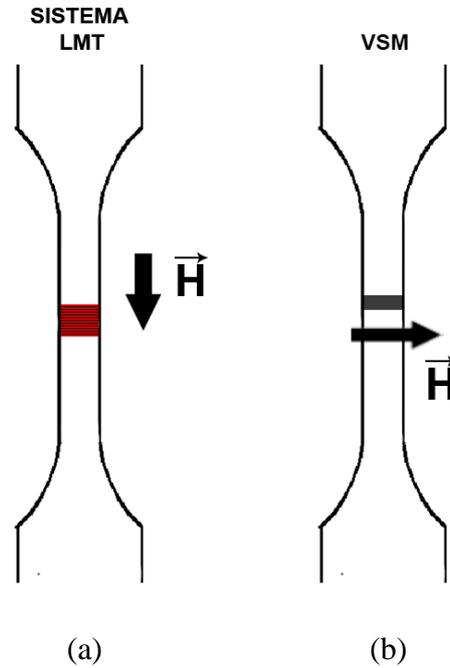


Figura 65: Esquema com as direções do campo aplicado H para as medições (a) in-situ e (b) VSM.

Comparando as curvas de magnetização das duas técnicas, observa-se que a liga ASS C+N apresentou maior magnetização pelo sistema LMT, e em seguida a liga ASS com o segundo maior valor de magnetização. Entretanto, este resultado não foi observado nas curvas de magnetização via VSM, onde a liga ASS obteve valores muito superiores em magnetização do que todas as outras ligas, e as amostras ASS (C+N) e ASS Cr apresentaram valores muito aproximados de M . A Tabela 10 apresenta os valores de magnetização obtidos através do sistema LMT e do magnetômetro VSM, para analisar o comportamento magnético.

Tabela 10: Valores de magnetização obtidos pelas duas técnicas de caracterização magnética, junto aos valores de fração de martensita determinado pelo sistema LMT.

Ligas	Magnetização LMT ($I = 8 \text{ A}$) (A/m)	Fração de martensita (%)	Magnetização VSM ($H = 1,183 \cdot 10^6 \text{ A/m}$) (A/m)
ASS	$5,44 \cdot 10^5$	50	$8,51 \cdot 10^6$
ASS (C+N)	$5,57 \cdot 10^5$	51	$5,98 \cdot 10^6$
ASS Cr	$4,56 \cdot 10^5$	43	$5,59 \cdot 10^6$
ASS Mn	$7,31 \cdot 10^4$	15	$7,65 \cdot 10^5$

De acordo com os valores da Tabela 10, é possível verificar que a magnetização obtida via VSM é 10 vezes maior do que a obtida durante o ensaio (in-situ), e este comportamento está diretamente relacionado com o campo aplicado H em cada técnica. Comparando o comportamento magnético, observa-se que as curvas ASS C+N, ASS Cr e ASS Mn estão coerentes entre si e em relação a fração de martensita encontrada. Porém a liga ASS (curva preta) no resultado do VSM não apresentou uma relação direta com a fração de martensita. Este comportamento pode ser explicado a partir da Figura 66.

Sabe-se que a faixa de magnetização obtida pelo sistema LMT foi de 0 – 6. 10⁵ A/m (Figura 63), e por isso esta região foi ampliada a partir da Figura 64. Observando a Figura 66, fica fácil perceber que, dentro da mesma escala de magnetização, a curva preta não chegou na magnetização de saturação durante a caracterização do sistema LMT, diferente do resultado obtido pelo VSM, em que todas as amostras alcançaram a magnetização de saturação a partir de 0,5. 10⁶ A/m.

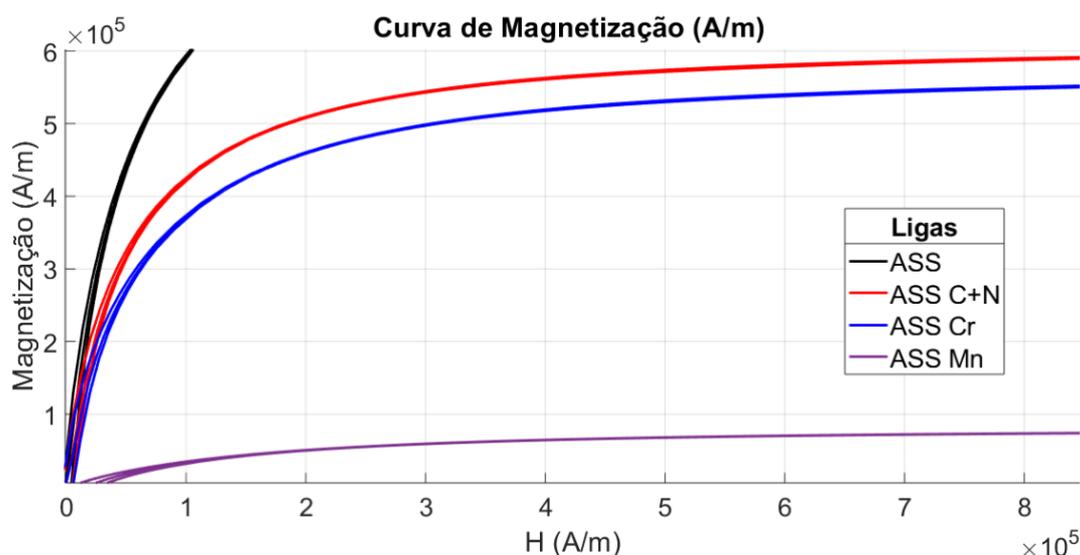


Figura 66: Zoom da Figura 58 dentro da faixa de magnetização de 0 – 6 x 10⁵ A/m.

Desta forma, como o comportamento magnético da liga ASS, obtido via VSM, foi maior comparado ao registrado pelo sistema LMT, esperava-se que o valor da fração martensítica fosse acompanhar este aumento. Portanto, como trabalho futuro, uma análise de incerteza dos resultados de fração martensítica seria interessante, para averiguar a exatidão da fração de martensita obtida.

Comparando as técnicas, o sistema LMT é um sistema não comercial, inovador que possibilita acompanhar a evolução do comportamento magnético das ligas em tempo

real, sendo possível avaliar o que ocorre durante o ensaio, e não somente a magnetização final. Em contrapartida, esta técnica não contempla o efeito magnético de campos H intensos, podendo não alcançar a magnetização de saturação, apresentando ainda certa incerteza na fração de martensita obtida. Já o VSM é um equipamento comercial, que passou por testes e possui procedimentos padrões, que garantem maior confiabilidade dos resultados obtidos, além de ser capaz de aplicar campos H mais intensos e garantir a magnetização de saturação das amostras analisadas. Entretanto, é um método discreto, isto é, que não possibilita avaliar o comportamento em tempo real, e, portanto, não permite acompanhar a evolução magnética ao longo do ensaio.

5 CONCLUSÃO

Realizando uma análise crítica sobre os requisitos procurados pela indústria automobilista e as propriedades das amostras analisadas, é possível dizer que a liga que mais se adequaria as exigências deste segmento seria a liga ASS Cr, pois apresentou a melhor relação resistência/ductilidade, resistência essa obtida pela contribuição da fração martensítica presente na microestrutura e também pelo efeito TRIP que garantiu excelentes valores de tenacidade.

A partir de toda discussão apresentada na seção anterior, conclui-se que é necessário à validação do método de medição desenvolvido no laboratório LMT por outra técnica de caracterização magnética que possua maior confiabilidade dos resultados obtidos, e que para estas ligas, a quantificação de fases via metalografia não é a mais adequada. O sistema LMT permite acompanhar a evolução magnética das amostras, porém não garante a magnetização de saturação para todas as ligas deformadas.

Outra conclusão obtida foi que, como os valores de magnetização encontrados entre as técnicas de caracterização magnética são diferentes, a fração de martensita obtida via sistema LMT pode não ser a mais precisa, já que não contemplou a magnetização de saturação para todas as amostras analisadas, e portanto, o método possui um limite de medição da fração martensítica com precisão.

6 TRABALHOS FUTUROS

Realizar caracterização dessas ligas com outras técnicas que permitam identificar a fração martensítica presente em cada amostra – como DRX pelo método de Rietveld ou o magnetômetro de força magnética (MFM) - para comparação das frações de martensita e validação do método de caracterização magnética do laboratório LMT. É preciso determinar a faixa ideal de aplicação do sistema LMT, ou seja, até que valores de martensita a técnica consegue medir com precisão, a partir da comparação destes resultados com outras técnicas de quantificação de fase.

Realizar uma caracterização microestrutural aprofundada sobre a liga ASS Cr, visando identificar qual outro mecanismo possui influência sobre a transformação martensítica induzida por deformação além da energia de falha de empilhamento. A partir da compreensão deste mecanismo, conseguir justificar o seu efeito na redução da fração martensítica e ao mesmo tempo, ganho em propriedades mecânicas.

7 REFERÊNCIAS

- [1] C. J. O'DONNELL AND C. J. O'DONNELL, "Weight Reduction Technologies in the Automotive Industry", *Product. Effic. Anal.*, pp. 55–92, 2018.
- [2] A. POZNAK, D. FREIBERG, AND P. SANDERS, "Automotive Wrought Aluminium Alloys", In: Alex Poznak, Daniel Freiberg, Paul Sanders, *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, chapter 10, Michigan Technological University, Houghton, MI, United State, Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2018.
- [3] A. T. KEARNEY, *Plastics: The Future for Automakers and Chemical Companies*, Disponível em: <http://www.atkearney.com.br/>. Acessado em: 18 mar, 2019.
- [4] BOTT, A. Ho; PICKERING, F. B.; BUTTERWORTH, G. J. "Development of high manganese high nitrogen low activation austenitic stainless steels", *Journal of Nuclear Materials*, v. 141, p. 1088-1096, 1986.
- [5] KIM, YOUNG HWAN; KIM, KWANG YUK; LEE, YONG DEUK. "Nitrogen-alloyed, metastable austenitic stainless steel for automotive structural applications", *Materials and Manufacturing Processes*, v. 19, n. 1, p. 51-59, 2004.
- [6] IKEGAMI, YUJI; NEMOTO, RIKIO. "Effect of thermo-mechanical treatment on mechanical properties of high-nitrogen containing Cr-Mn-Ni austenitic stainless steels", *Isij International*, v. 36, n. 7, p. 855-861, 1996.
- [7] HALL, J. N., J. R. FEKETE. "Steels for auto bodies: a general overview", *Automotive Steels*. Woodhead Publishing, pp 19-45, 2017
- [8] J. R. FEKETE, J. N. HALL, "Design of auto body: Materials perspective", In. *Automotive Steels*, chapter 1, National Institute of Standards and Technology, Boulder, CO, United States, pp. 01–18, 2017.
- [9] A. PEREIRA, A. RIBEIRO, B. MAIA, AND P. MOREIRA, *Materiais usados na concepção de um automóvel: Materiais metálicos e respectivos componentes*, Faculdade de Engenharia Universidade do Porto, Porto, Portugal, 2010.

- [10] P. S. FRANCISCO, *Chassi*, Disponível em: <https://www.portalsaofrancisco.com.br/mecanica/chassi>. Acessado em: 23 mar, 2019.
- [11] G. COLE, L. LLC, AND F. M. COMPANY, “Automotive Chassis/Suspension Materials”, In: *Materials Science and Materials Engineering*, no. April 2015, pp. 10–12, 2017.
- [12] DOIYOURSELF, *How Does a Car Chassis Work?*, Disponível em: <https://www.doityourself.com/stry/how-does-a-car-chassis-work>. Acessado em: 19 mar, 2019.
- [13] TAMARELLI, CARRIE M. et al. “AHSS 101: The evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications”, *Steel Market Development Institute*, Student Intern-Summer, 2011.
- [14] MIKE MUELLER, O. OF E. E. & R. ENERGY, *Timeline: A Path to Lightweight Materials in Cars and Trucks*, Disponível em: <https://www.energy.gov/eere/articles/timeline-path-lightweight-materials-cars-and-trucks>. Acessado em: 20 mar, 2019.
- [15] U. OF CAMBRIGDE, *Micrograph 736 and full record*, Disponível em: https://www.doitpoms.ac.uk/miclib/micrograph_record.php?id=736. Acessado em: 21 mar, 2019.
- [16] M. LEARY, “Materials selection and substitution using aluminium alloys”, In: *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*. Woodhead Publishing, pp. 784-827, 2011.
- [17] WORLDAUTOSTEEL, *Transformation-Induced Plasticity (TRIP) Steel*, Disponível em: <https://www.worldautosteel.org/steel-basics/steel-types/transformation-induced-plasticity-trip-steel/>. Acessado em: 29 mar, 2019.
- [18] K. P. ROHITH, E. SAJAY RAJAN, H. HARILAL, K. JOSE, AND K. V. SHANKAR, “Study and comparison of A356-WC composite and A356 alloy for an off-road vehicle chassis”, *Mater. Today Proc.*, vol. 5, no. 11, pp. 25649–25656, 2018.

- [19] G. S. COLE, GERALD S. “Magnesium vision 2020: A North American automotive strategic vision for magnesium”, In: *Essential Readings in Magnesium Technology*. Springer, Cham, pp. 35-40, 2016.
- [20] ARCELORMITTAL, *Audi A8: o retorno do aço*, Disponível em: <http://blog.arcelormittal.com.br/audi-a8-o-retorno-do-aco/>. Acessado em 03 abr, 2019.
- [21] AUTO ESPORTE, *Atraso estrutural: carros brasileiros são fabricados com estruturas inseguras*, Disponível em: <https://revistaautoesporte.globo.com/Noticias/noticia/2014/>. Acessado em 03 abr, 2019.
- [22] WILLIAM F. HOSFORD, “Stainless Steels”, In. *Iron and Steel*, chapter 19, Cambridge University Press, Cambridge, UK, pp. 205–217, 2012.
- [23] P. N. DA SILVA, *Aços Inoxidáveis*. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campo dos Goytacazes, RJ, Brasil, 2010.
- [24] M. DE C. REBELLO, *O aço inoxidável como garantia da segurança alimentar dos produtos minimamente processados*, Núcleo de Desenvolvimento Tecnológico e Mercadológico do Aço Inoxidável. São Paulo, Brasil.
- [25] BHADSHIA, HARRY; HONEYCOMBE, ROBERT, “Stainless steels”, In *Steels: Microstructure and Properties*, Ed. 4, Elsevier Ltd, pp. 23–57, 2017.
- [26] V. CHIAVERINI, *Aços e ferros fundidos*, ABM, 1996.
- [27] J. B. SEOL, J. E. JUNG, Y. W. JANG, AND C. G. PARK, “Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite/ ϵ -martensite dual-phase Fe–Mn–C steels”, *Acta Materialia*, v. 61, n. 2, p. 558-578, 2013.
- [28] S. J. LEE, Y. K. LEE, AND A. SOON, ALOYSIUS. “The austenite/ ϵ martensite interface: A first-principles investigation of the fcc Fe (1 1 1)/hcp Fe (0 0 0 1) system”, *Applied Surface Science*, v. 258, n. 24, pp. 9977-9981, 2012.
- [29] LACOMBE, P., BAROUX, B., & BERANGER, B. “Stainless Steels Les Edition de Physique”, *Stainless Steel World*. Les Ulis, France, 1993.

- [30] P. MARSHALL, *Austenitic Stainless Steels: Microstructure and mechanical properties*, Springer Science & Business Media, 1984.
- [31] TOTAL MATERIA, *Stainless steels for cryogenic applications*, Disponível em: <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=270>. Acessado em: 05 abr, 2019.
- [32] ARIHARAN, K.; BALACHANDRAN, G.; PRASAD, M. SATHYA. “Application of cost-effective stainless steel for automotive components”, *Materials and Manufacturing Processes*, v. 24, n. 12, pp. 1442-1452, 2009.
- [33] G. BALACHANDRAN, M. L. BHATIA, N. B. BALLAL, AND P. K. RAO, “Influence of Thermal and Mechanical Processing on Room Temperature Mechanical Properties of Nickel Free High Nitrogen Austenitic Stainless Steels”, *ISIJ Int.*, vol. 40, no. 5, pp. 501–510, 2008.
- [34] Y. H. KIM, K. Y. KIM, Y. D. LEE, “Nitrogen-alloyed, metastable austenitic stainless steel for automotive structural applications”, *Materials and Manufacturing Processes*, v. 19, n. 1, p. 51-59, 2004.
- [35] J. O. NILSSON, *Metastable austenitic stainless steels*, Stainless Steel World Magazine. Disponível em: <https://www.materials.sandvik/pt-br/news-media/news-and-stories/noticias-midia/2018/02/metastable-austenitic-stainless-steels/>. Acessado em: 05 abr. 2019.
- [36] Y. XIONG *ET AL.* “A Cryorolling impacts on microstructure and mechanical properties of AISI 316 LN austenitic stainless steel”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 709, no. September 2017, pp. 270–276, 2018.
- [37] S. SABOONI, F. KARIMZADEH, M. H. ENAYATI, AND A. H. W. NGAN. “The role of martensitic transformation on bimodal grain structure in ultrafine grained AISI 304L stainless steel”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 636, pp. 221–230, 2015.
- [38] M. ESKANDARI, A. NAJAFIZADEH, AND A. KERMANPUR, “Effect of strain-induced martensite on the formation of nanocrystalline 316L stainless steel after cold rolling and annealing”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 519, no. 1–2, pp. 46–50, 2009.

- [39] B. ROY, R. KUMAR, AND J. DAS. “Effect of cryorolling on the microstructure and tensile properties of bulk nano-austenitic stainless steel”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 631, pp. 241–247, 2015.
- [40] R. E. REED-HILL. *Princípios de Metalurgia Física*, Editora Guanabara Dois S.A., Rio de Janeiro, RJ, Brasil, Ed. 2, 1982.
- [41] GEORGE KRAUSS. *Steels: Processing, Structure, and Performance*, ASM International, 2015.
- [42] H. K. D. H. BHADSHIA AND S. R. HONEYCOMBE. “Formation of Martensite”, In *Steels: Microstructure and Properties*, ed. 4., Elsevier Ltd, pp. 135–177, 2017.
- [43] H. K. D. H. BHADSHIA. “Martensitic Transformation”, *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, ed. 2, vol. 34, no. 3. pp. 5203–5206, 2001.
- [44] R. E. SMALLMAN AND A. H. W. NGAN. “Steel Transformations”, In *Modern Physical Metallurgy*, pp. 473–498, 2013.
- [45] J. D. VERHOEVEN. “Martensitic Transformations”, In *Fundamentals of physical metallurgy*, New York, United States, John Wiley & Sons Inc, 1975.
- [46] CALLISTER JR, WILLIAM D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*, 7ª Edição. Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2002.
- [47] K. SPENCER, K. T. CONLON, Y. BRÉCHET, AND J. D. EMBURY. “The strain induced martensite transformation in austenitic stainless steels: Part 2 – Effect of internal stresses on mechanical response”, *Mater. Sci. Technol.*, vol. 25, no. 1, pp. 18–28, 2008.
- [48] M. SMAGA, F. WALTHER, AND D. EIFLER. “Deformation-induced martensitic transformation in metastable austenitic steels”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 483–484, no. 1-2 C, pp. 394–397, 2008.
- [49] T. F. A.; SANTOS AND ANDRADE. “Avaliação dilatométrica da reversão das martensitas induzidas por deformação em um aço inoxidável austenítico do tipo ABNT 304”, *Rev. Matéria*, vol. 13, no. 4, pp. 587–596, 2008.

- [50] M. S. ANDRADE, O. A. GOMES, J. M. C. VILELA, A. T. L. SERRANO, J. M. D. DE MORAES, "Formability evaluation of two austenitic stainless steels." *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, v. 26, n. 1, p. 47-50, 2004.
- [51] T.J. ANGEL, "Formation of martensite in austenitic stainless steels". *Journal of the Iron and Steel Institute* v. 177, pp 165-174, 1954.
- [52] K. NOHARA, Y. ONO, H. OHASHI, "Composition and Grain-size Dependencies". *Journal of Iron and Steel Institute of Japan* v. 63, pp 212-222, 1977.
- [53] V. M. A. SILVA. *Caracterização Por Correntes Parasitas de Aço Inoxidáveis Austeníticos Deformados a Frio*. Mestrado, Dissertação, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2016.
- [54] M. CALLAHAN, ET AL., "Coincidence of strain-induced TRIP and propagative PLC bands in Medium Mn steels", *Materials Science and Engineering*, v. 704, pp. 391-400, 2017.
- [55] N. SAENARJHAN, J. H. KANG, AND S. J. KIM. "Effects of carbon and nitrogen on austenite stability and tensile deformation behavior of 15Cr-15Mn-4Ni based austenitic stainless steels", *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 742, pp. 608–616, 2019.
- [56] K. SPENCER, M. VÉRON, K. YU-ZHANG, AND J. D. EMBURY. "The strain induced martensite transformation in austenitic stainless steels: Part 1 – Influence of temperature and strain history", *Mater. Sci. Technol.*, vol. 25, no. 1, pp. 7–17, 2008.
- [57] ZAMBRANO, O. A. "A general perspective of Fe–Mn–Al–C steels", *Journal of materials science*, v. 53, n. 20, pp. 14003-14062, 2018.
- [58] L. SAMEK, E. DE MOOR, J. PENNING, AND B. C. DE COOMAN. "Influence of alloying elements on the kinetics of strain-induced martensitic nucleation in low-alloy, multiphase high-strength steels", *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 37, no. 1, pp. 109–124, 2006.

- [59] LU, JUN, et al. "Stacking fault energies in austenitic stainless steels." *Acta Materialia*, vol. 111, pp. 39–46, 2016.
- [60] DIETER, GEORGE ELLWOOD, DAVID J. BACON, *Mechanical metallurgy*. Vol. 3. New York: McGraw-hill, 1986.
- [61] ZAMBRANO, O. A. "Stacking fault energy maps of Fe–Mn–Al–C–Si steels: effect of temperature, grain size, and variations in compositions", *Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 138, n. 4, pp. 041010, 2016.
- [62] SCHRAMM, R. E.; REED, R. P. "Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels", *Metallurgical Transactions*, v. 6, n. 7, pp. 1345, 1975.
- [63] P. J. AND G. S. A. BROFMAN. "On the Effect of Carbon on the Stacking Fault Energy of Austenitic Stainless Steels", *Metall. Trans. A*, vol. 9, no. 6, pp. 879–880, 1978.
- [64] GHOLIZADEH, HOJJAT; DRAXL, CLAUDIA; PUSCHNIG, PETER. "The influence of interstitial carbon on the γ -surface in austenite", *Acta Materialia*, v. 61, n. 1, pp. 341-349, 2013.
- [65] N. TSUCHIDA, Y. MORIMOTO, S. OKAMOTO, K. FUKAURA, Y. HARADA, AND R. UEJI. "Role of stress-induced martensitic transformation in TRIP effect of metastable austenitic stainless steels", *Nippon Kinzoku Gakkaishi/Journal Japan Inst. Met.*, vol. 72, no. 9, pp. 769–775, 2008.
- [66] F. L. R. MUSSOI. "Fundamentos de Magnetismo", *Portal Wiki Do Instituto Federal De Santa Catarina*, Santa Catarina, pp. 127, 2007.
- [67] ULBRICH, *204Cu Stainless Steel UNS S20430*, Disponível em: <https://www.ulbrich.com/resources/strip-datasheets/204cu-stainless-steel-uns-s20430/>. Acessado em 12 jun, 2019.
- [68] L. FREIRE, X. R., NÓVOA, G. PENA, V. VIVIER, "On the corrosion mechanism of AISI 204Cu stainless steel in chlorinated alkaline media". *Corrosion Science*, v. 50, n. 11, p. 3205-3212, 2008.

- [69] J. O. ARNOLD. "Hardening, Tempering, Annealing, and Forging of Steel", *Nature*, vol. 69, no. 1780, pp. 124, 1903.
- [70] A. VIANA. "Étude de la magnetoelasticite en champ magnetique faible et contraintes mecaniques fortes", *Sciences de l'ingénieur [physics]*. Institut National Polytechnique de Grenoble - INPG, Grenoble, France, 2010.
- [71] LAKE SHORE, *Vibrating Sample Magnometers*, Disponível em: www.lakeshore.com. Acessado em 04 mai. 2019.
- [72] JACQUES, P. J. "Phase transformations in transformation induced plasticity (TRIP)-assisted multiphase steels." *Phase Transformations in Steels*. Woodhead Publishing, 213-246. 2012.
- [73] ROSHNI, *Mechanisms of Strengthening Metals and Alloys / Metallurgy*, Disponível em: <http://www.engineeringenotes.com/metallurgy/metal-strengthening/mechanisms-of-strengthening-metals-and-alloys-metallurgy/41753>. Acessado em 12 jun, 2019.
- [74] N. OHKUBO, K. MIYAKUSU, Y. UEMATSU, H. KIMURA, "Effect of alloying elements on the mechanical properties of the stable austenitic stainless steel." *ISIJ international*, v. 34, n. 9, p. 764-772, 1994.
- [75] M. T. TAVARES. *Avaliação da Transformação Martensítica Por Deformação a Frio No Aço Inoxidável AISI 321 Contendo Diversos Teores de Carbono*. Mestrado, Dissertação, Universidade Federal Fluminense, Niterói, RJ, Brasil, 2014.
- [76] S. PARSHOROV, P. PETROV, R. LAZAROVA, R. DIMITROVA, S. VALKOV, "Deformation Induced Martensite Formation in TRIP (Transformation Induced Plasticity) Steels." *A A, I*, X30Mn12.
- [77] P. HEDSTRÖM, *Deformation and martensitic phase transformation in stainless steels*. Tese de Doutorado. Luleå tekniska universitet, 2007.
- [78] Y. ZHAO, Y. WANG, S. TANG, W. ZHANG, Z. LIU, "Edge cracking prevention in 2507 super duplex stainless steel by twin-roll strip casting and its microstructure and properties." *Journal of Materials Processing Technology*, v. 266, p. 246-254, 2019.