CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

CORRELAÇÃO ENTRE DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS E TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTAS SOLDADAS POR RESISTÊNCIA ELÉTRICA

Daniel Casassola Gonçalves

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca (CEFET–RJ), como requisito parcial para obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientadores: Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.
Profª Maria da Penha Cindra Fonseca, D.Sc.

Rio de Janeiro

Setembro de 2025

CORRELAÇÃO ENTRE DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS E TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTAS SOLDADAS POR RESISTÊNCIA ELÉTRICA

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca (CEFET–RJ), como requisito parcial para obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Daniel Casassola Gonçalves

Banca examinadora:

_____

Presidente, Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.
CEFET/RJ - Orientador

_____

Profª Maria da Penha Cindra Fonseca, D.Sc.
UFF - Coorientadora

_____

Prof. Humberto Nogueira Farneze, D.Sc.
CEFET/RJ

_____

Prof. Ricardo Alexandre Amar de Aguiar, D.Sc.
CEFET/RJ

_____

Prof. Geronimo Perez, D.Sc.
UFF

_____

Prof. André Rocha Pimenta, D.Sc.
IFRJ - Instituto Federal do Rio de Janeiro

Setembro/2025

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

G635 Gonçalves, Daniel Casassola
Correlação entre densidade de discordâncias e tensões residuais em juntas soldadas por resistência elétrica / Daniel Casassola Gonçalves. — 2025.
161f. : il. color. , enc.

Tese (Doutorado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2025.
Bibliografia : f. 150-161
Orientador: Hector Reynaldo Meneses Costa
Coorientadora: Maria da Penha Cindra Fonseca

1. Solda e soldagem. 2. Tensões residuais. 3. Aço inoxidável. 4. Raios X. I. Costa, Hector Reynaldo Meneses. (Orient.). II. Fonseca, Maria da Penha Cindra (Coorient.) III. Título.

CDD 671.52

Elaborada pela bibliotecária Tania Mello – CRB/7 nº 5507/04

DEDICATÓRIA

Primeiramente gostaria de agradecer à Profª Maria Cindra, por ter me aceito para me orientar no curso *lato sensu* de Engenharia de Soldagem do SENAI/ISES, lá se vão mais de dez anos. Em sequência, acreditando na minha capacidade, me convidou para novamente ser minha orientadora nessa área tão interessante, que são as tensões residuais, no mestrado em Montagem Industrial da UFF. Pude aprender muito com ela, com seu detalhismo e capacidade de resolução de problemas. E agradeço sua paciência. Por fim, nada melhor do que ter ela como minha coorientadora de doutorado. Muito Obrigado, à minha querida professora Maria Cindra!

Agradeço ao Profº Hector Meneses, por ter me aceito na orientação deste doutorado, que com sua infinita paciência conseguiu, apesar dos diversos problemas, que chegássemos até esse dia.

Ao Hiron Akira, pelo trabalho de preparação de amostras e ajuda inestimável nas tarefas do LAMAT.

Ao aluno de iniciação científica Higor Oliveira Leal Calheiros pela colaboração na parte do cálculo da densidade de discordâncias.

À meu pai (*in memorian*) e minha mãe.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à CSN, pelo fornecimento do material.

Agradeço à Anton Paar, que realizou os ensaios de nanoindentação.

.Agradeço à equipe do laboratório NANOFAB, da UERJ, pelas imagens via MEV, assim como a equipe do LAMAT /CEFET RJ.

EPÍGRAFE

"Não vos preocupeis, pois, com o dia de amanhã; o dia de amanhã terá as suas preocupações próprias. A cada dia basta seu cuidado"

Mateus 6:34

RESUMO

CORRELAÇÃO ENTRE DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS E TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTAS SOLDADAS POR RESISTÊNCIA ELÉTRICA

O conhecimento das tensões residuais geradas no processo de soldagem apresenta especial importância no desempenho e na vida útil das estruturas e componentes soldados. Outrossim, a densidade de discordância é um importante indicativo das propriedades mecânicas de uma junta soldada. Neste contexto, o presente trabalho tem como objetivo estudar as tensões residuais geradas em juntas soldadas de aço avançado de alta resistência (22MnB5), com revestimento de liga Fe-Zn, denominado GA (*galvannealed*), pelo processo soldagem por resistência, e também correlacionar os valores obtidos com a densidade de discordâncias, através de cálculo teórico. Foram feitos ensaios de cisalhamento para obter as propriedades mecânicas das juntas soldadas. As tensões residuais foram analisadas experimentalmente por difração de raios–X, usando a técnica do $sen^2\psi$. Análises de microdureza Vickers foram realizadas e os resultados das medições foram incorporados nas formulações matemáticas para estimativa das densidades de discordâncias nas regiões analisadas, empregando um modelo baseado em medições de microdureza. As caracterizações microestruturais foram feitas através das técnicas de microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), correlacionando-as com os resultados de tensões residuais. Finalizando as análises, foram feitas medições via técnica de nanoindentação. Os resultados do ensaio de cisalhamento indicam que a melhor condição foi a de 85% da potência máxima, sendo a condição usada no restante do estudo. As densidades de discordâncias obtidas foram na ordem de 10^{14} m^{-2} para o metal base e na ordem de $10^{15\sim16}$ m^{-2} para o metal de solda, que estão de acordo com os encontrados na literatura. As tensões residuais medidas indicam valores compressivos com médias variando de -250 MPa a -450 MPa, acompanhadas por valores de dureza variando de 200 HV a 600 HV. No ensaio de nanoindentação foram encontrados para o metal de solda um módulo de elasticidade de 215 GPa e para o metal de base 126 GPa. Os resultados demonstram que a técnica proposta é promissora para a avaliação da densidade de discordância, tendo em vista ser uma técnica menos complexa quando comparada com outros métodos como, por exemplo, microscopia eletrônica de transmissão (MET). Outro ponto positivo é a boa correlação com os resultados de tensão residual.

Palavras–chave: Soldagem por resistência; tensões residuais, difração de raios–X, discordâncias.

ABSTRACT

CORRELATION BETWEEN DISLOCATION DENSITY AND RESIDUAL STRESSES IN ELECTRIC RESISTANCE WELDED JOINTS

Knowledge of the residual stresses generated in the welding process is significant for the performance and service life of welded structures and components. Furthermore, dislocation density is an important indicator of the mechanical properties of a welded joint. In this context, this work aims to study the residual stresses generated in welded joints of advanced high-strength steel (22MnB5) with an Fe-Zn alloy coating, known as GA (galvannealed), using the resistance welding process, and to correlate the values obtained with the dislocation density, through theoretical calculations. Shear tests were performed to obtain the mechanical properties of the welded joints. The residual stresses were analyzed experimentally by X-ray diffraction sen²psi technique. Vickers microhardness analyses were performed, and the measurement results were incorporated into mathematical formulations to estimate dislocation densities in the analyzed regions, using a model based on microhardness measurements. Microstructural characterizations were performed using optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) techniques, correlating them with the residual stress results. At the end of the analysis, measurements were made via the nanoindentation technique. The shear test results indicate that the best condition was 85% maximum power, which was the condition used in the remainder of the study. The dislocation densities obtained were in the order of 10^{14} m^{-2} for the base metal and in the order of $10^{15\sim16}$ m^{-2} for the weld metal, which agree with those found in the literature. The measured residual stresses indicate compressive values with averages ranging from 250 MPa to 450 MPa, accompanied by hardness values ranging from 200 HV to 600 HV. In the nanoindentation test, an elastic modulus of 215 GPa was found for the weld metal and 313 GPa for the base metal. The results demonstrate that the proposed technique is promising for the evaluation of dislocation density, given that it is a less complex technique when compared to other methods such as transmission electron microscopy (TEM). Another positive point is that it has a good correlation with the residual stress results.

.

Key words: resistance welding; residual stresses, X-ray diffraction, dislocations.

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO **23**
1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA **25**
1.1- AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA (AHSS - *ADVANCED HIGH-STRENGTH STEEL*) 25
1.2- O REVESTIMENTO COM LIGA ZN-FE (*GALVANNEALED* -GA) 27
1.3- SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA A PONTO 29
1.3.1- Princípio 29
1.3.2 Ciclo de soldagem 30
1.3.3 Microestrutura de junta soldada por solda por resistência a ponto 43
1.4 TENSÕES RESIDUAIS 48
1.5 TENSÕES RESIDUAIS NA SOLDAGEM 51
1.5.1 Tensões residuais de contração 51
1.5.2 Tensões residuais devido ao resfriamento diferenciado 51
1.5.3 Tensões residuais devido às transformações de fases 52
1.6 DISTRIBUIÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS NA SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA A PONTO 52
1.7 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NOS METAIS 68
1.7.1 Importância do estudo das discordâncias 68
1.7.2 Deformação plástica em materiais multicristalinos, na presença de heterogeneidades 68
1.7.3 Efeito de escala de indentação (*Indentation Size Effect* – ISE) 73
1.7.4 Nanoindentação 81
1.7.5 Cálculo da densidade de discordâncias 86
1.8 TENSOMETRIA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS–X 93
2 MATERIAIS E MÉTODOS **97**
2.1 MATERIAL 97
2.2 PROCESSO DE SOLDAGEM 98

2.2.1 Parâmetros de soldagem 98
2.3 TENSOMETRIA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS–X 105
2.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL E DE MICRODUREZA VICKERS 107
2.4.1 Análise microestrutural 107
2.4.2 Preparação das amostras para metalografia e para microdureza Vickers 109
2.5 AVALIAÇÃO DA DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS ATRAVÉS DOS RESULTADOS DE MICRODUREZA 109
2.5.1 Amostra do Metal Base (MB) 110
2.5.2 Amostras A a D 113
2.6 ENSAIOS DE NANODUREZA 114
3 RESULTADOS E DISCUSSão 117
3.1 MICROGRAFIA POR MICROSCOPIA ÓPTICA E MEV 117
3.1.1 Amostra MB 117
3.2 PERFIS DE MICRODUREZA 122
3.3 APLICAÇÃO DO MODELO DE NIX–GAO ÀS MEDIÇÕES DE DUREZA 124
3.3.1 Metal Base 124
3.3.2 Zona Fundida 126
3.4 AVALIAÇÃO DA DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS 130
3.4.1 Metal Base (amostra MB) 130
3.4.2 Zona Fundida (Amostra A e Amostra B) 132
3.5 ANÁLISES DE TENSÕES RESIDUAIS 134
3.5.1 TENSÕES RESIDUAIS NA SUPERFÍCIE 134
3.5.2 MEDIÇÃO DE TENSÃO RESIDUAL NA SEÇÃO TRANSVERSAL DAS AMOSTRAS DE A A D 136
3.6 NANOINDENTAÇÃO 142
4 CONCLUSÕES 147
6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 150

PÁGINA INTENCIONALMENTE DEIXADA EM BRANCO

LISTA DE SÍMBOLOS

V	Tensão
I	Corrente elétrica
v	Velocidade de passe
J	Joule
Ω	Ohm
e_a	Eficiência do arco
T_0	Temperatura ambiente
F	Força
N	Newton
Pa	Pascal
W	Watt
A	Ampère
RCE, R_{CA}	Resistência de contato
°C	Celsius
ρ_1	resistividade do material 1
ρ_2	resistência do material 2
η	fator correspondente ao grau de rugosidade das superfícies
α	raio médio das asperidades de contato
2l	distância planar média entre asperidades
ρ_f	resistividade do revestimento
s	espessura do contaminante
α	raio de Holms, definido como $\alpha^{-1} = \frac{3\pi}{32nl}$,
2l	distância média entre picos de asperidades
ρ_G	Densidade de discordâncias

	geométricas
ρ_S	Densidade de discordâncias estatísticas
h	Profundidade de indentação
Q	Energia térmica
R	Resistência total do conjunto
α	Fase ferrita
γ	Fase austenita
σ	Tensão residual
θ	ângulo entre a superfície do indentador cônico e a horizontal
h	profundidade de indentação
a	raio de contato
s	espaçamento entre planos de deslizamento
b	vetor de Burgers
ρ_T	densidade total de discordâncias na região de indentação
ρ_s	densidade de discordâncias estatisticamente armazenadas
G	módulo de cisalhamento
α	constante para o cálculo da resistência ao cisalhamento
τ	Resistência ao cisalhamento
k_n	Condutividade térmica normal à superfície
γ_{xy}	Deformação angular
$\gamma_{xy}^{'}$	Deformação angular elástica
$\gamma_{xy}^{''}$	Deformação angular plástica
ε^T	Deformação total
ε^e	Deformação elástica
ε^t	Deformação térmica

ε^{p}	Deformação plástica
ε^{f}	Deformação devido à mudança de fase
$\varepsilon^{\text{fluência}}$	Deformação devido à fluência
ε_x	Deformação na direção x
$\varepsilon_x^{'}$	Deformação elástica na direção x
$\varepsilon_x^{''}$	Deformação plástica na direção x
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Tensões principais
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	Deformações principais
$\varepsilon_{\varphi,\psi}$	Deformação em coordenadas polares
ν	Coeficiente de Poisson
R_{CA}	resistência de contato
ρ_1	resistividade do material 1
ρ_2	resistência do material 2
η	fator correspondente ao grau de rugosidade das superfícies
α	raio médio das asperidades de contato
2l	distância planar média entre asperidades
ζ	fase zeta
δ	fase delta
Γ_1	fase gama 1
Γ	fase gama

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 – Faixas de resistência do aço 22MnB5 (Fonte: Schmitt e Lung, 2018, modificado.....26

Figura 1.2 – Esquema básico do processo de revestimento GA. (Fonte: Biswas et al., 2019, modificado).....27

Figura 1.3 – Trecho do diagrama de fases Fe-Zn (Fonte: Biswas et al., 2019).....28

Figura 1.4 – Exemplo do ciclo de soldagem (Fonte: Govik, 2009, modificado).....31

Figura 1.5 – Ciclo de soldagem (Fonte: Dolfi et al., 2007, modificado).....31

Figura 1.6 – Experimento de verificação da expulsão em soldagem do aço DP800. (1- Corrente, 2- tensão, 3- percurso do eletrodo, 4- força de compressão).(Fonte: Mikno et al., 2018).....32

Figura 1.7 – Efeito dos parâmetros de soldagem na resistência da junta: (a)corrente de soldagem, (b) tempo de soldagem (Fonte: Hayat et al., 2009, modificado).....34

Figura 1.8 – Modos de fratura nas amostras ensaiadas (Fonte: Hayat et al., 2009, modificado).....35

Figura 1.9 – Região de soldabilidade (Fonte: Hayat et al., 2009, modificado).....36

Figura 1.10 – Perfis de resistência elétrica e de temperatura (Fonte: Dolfi et al., 2007, modificado).....37

Figura 1.11 – Resistência de contato para vários padrões de acabamento superficial (Fonte: ROGEON et al., 2007, modificado).....38

Figura 1.12 – Variação da condutividade térmica com a temperatura (Fonte: Zhang e Senkara, 2012, modificado).....39

Figura 1.13 – Resistência dinâmica (Fonte: Zhang e Senkara, 2012, modificado).....40

Figura 1.14 – Variação da resistividade elétrica com a temperatura (Fonte: Zhang e Senkara, 2012, modificado).....41

Figura 1.15 – Variações de deslocamento do eletrodo durante a passagem da corrente elétrica (Fonte: Zhang e Senkara, 2012, modificado).....42

Figura 1.16 – Regiões de indentação (Fonte: AWS, 2007, modificado).....43

Figura 1.17 - Aspecto da microestrutura de uma solda a ponto. (Fonte: Zhang e Senkara, 2012, modificado).....44

Figura 1.18 – Parâmetros dimensionais para controle de qualidade (Fonte: Zhang e Senkara, 2006, modificado).....45

Figura 1.19 – (a) Diagrama de fases (b) Cálculo da distribuição de temperatura com chapa AISI 1008 (Fonte: Bhadeshia, 2010, modificado).....46

Figura 1.20 – (a) Micrografia da soldagem com aço IF. (b) Microdureza. (c) Detalhe das regiões da solda. (d) Diagrama TTT (Fonte: Bhadeshia, 2010, modificado).....47

Figura 1.21 – (a) Regiões caracterizadas: A– ZF, B – ZTA, C– indentação. (b) ZF. (c) ZTA, com indicação da ferrita alotriomórfica (Fonte: Bhadeshia, 2010).....48

Figura 1.22 – Escala de ação dos tipos de tensão residual (Fonte: Withers e Bhadeshia, 2001).....49

Figura 1.23 – Tensões residuais circunf. (Fonte: Nodeh et al., 2008, modificado).....53

Figura 1.24 – Tensões residuais radiais (Fonte: Nodeh et al., 2008, modificado).....54

Figura 1.25 – Desenho dimensional das amostras (Fonte: Florea et al., 2012, modificado).....55

Figura 1.26 – Aspecto das amostras (Fonte: Raath et al., 2017, modificado).....56

Figura 1.27– Tensões residuais e dureza (Fonte: Raath et al., 2017, modificado).....56

Figura 1.28– Tensões residuais e dureza (Fonte: Raath et al., 2017, modificado).....57

Figura 1.29 – Tensões residuais e dureza (Fonte: Raath et al., 2017, modificado).....58

Figura 1.30 – Perfil de tensões residuais radiais na superfície e picos de difração (Fonte: Anastassiou *et al.,* 1990).....59

Figura 1.31 – Tensões residuais em profundidade (Fonte: Anastassiou et al., 1990)...60

Figura 1.32 – Aspecto da amostra, cotas em mm. (Fonte: Afshari et al., 2016).....60

Figura 1.33 – Pontos definidos para medição das tensões residuais na superfície da lente de solda (Fonte: Afshari et al., 2016).....60

Figura 1.34 – Esquema dos testes experimentais. (Fonte: Colombo et al., 2020, modificado).....62

Figura 1.35 – Esquemas: (a) soldagem das chapas (b) indicação dos pontos para medição das TR na superfície da solda (c) pontos de medição na interface entre chapas (Fonte: Colombo et al., 2020, modificado).....63

Figura 1.36 – Tensões residuais medidas nas amostras da Rota 1. (Fonte: Colombo et al., 2020, modificado).....64

Figura 1.37 – Tensões residuais medidas nas amostras da Rota 1. (Fonte: Colombo et al., 2020, modificado).....65

Figura 1.38 – Tensões residuais medidas nas amostras da Rota 2. (Fonte: Colombo et al., 2020, modificado).....65

Figura 1.39 – Medições de tensões residuais na superfície. (Fonte: Ao et al., 2020, modificado).....67

Figura 1.40 – Evolução de GNDs na tração simples (a) Aplicação inicial da tensão (b) deslocamento uniforme dos grãos (c) Ajuste de compatibilidade por GNDs (d) Aspecto final do policristal deformado (Fonte: Ashby, 1970, modificado).....70

Figura 1.41 – Relação entre densidade de discordâncias e o percentual de deformação plástica em cristal puro de cobre (Fonte: Ashby, 1970, modificado).....72

Figura 1.42 – Dependência da dureza em relação à profundidade de nanoindentação (Fonte: Nix&Gao., 1998, modificado).....74

Figura 1.43 – GNDs criadas por um indentador cônico rígido. A estrutura das discordâncias é idealizada como circuitos (loops) de discordâncias circulares.(Fonte: Nix e Gao, 1998).....75

Figura 1.44 – Dependência da dureza com a profundidade de indentação em cobre: (A) Cobre unicristalino, (B) cobre policristalino (Fonte: Nix & Gao, 1998, modificado).....78

Figura 1.45 – Dependência da dureza com a profundidade de indentação em cristais de prata: (A) Plano (100), (B) plano (110) (Fonte: Nix & Gao, 1998).....78

Figura 1.46 – Configuração de GNDs (a) Vista em perfil (b) Vista superior (c) detalhe do perfil (Fonte: Al-Rub e Faruk, 2010, modificado).....80

Figura 1.47 – Reta ajustada das medições de dureza de Ni. (Fonte: Graça et al., 2008).....80

Figura 1.48 – Dureza x profundidade de indentação em (A) fase ferrítica e (B) fase austenítica do aço LDSS 2101 (Fonte: Ameri et al., 2017, modificado).....81

Figura 1.49 – (a) Posição do indentador na profundidade em que a carga P é máxima. (b) Deformação residual após a retirada do indentador (Fonte: Broitman, 2017, modificado).....82

Figura 1.50 – Curvas típicas de carregamento e descarregamento de nanoindentação (Fonte: Broitman, 2017, modificado).....82

Figura 1.51– Aspecto da área indentada, em função da escala de medição: (a) macroindentação, (b) microindentação, (c) nanoindentação (Fonte: Broitman, 2017)..84

Figura 1.52– Amplificação do erro na dureza em função da diagonal medida (Fonte: Vander Voort e Fowler, modificado, 2012).....84

Figura 1.53– Durezas medidas com variação de carga, no micrômetro (a) e no durômetro (b). (Fonte: Vander Voort e Fowler, modificado, 2012).....85

Figura 1.54 - Estudo de indentação em diamante (Huang et al.,2025).....86

Figura 1.55 – Comparação de densidade de discordâncias vs. deformação verdadeira. (Fonte: Tanaka et al., 2020, modificado).....90

Figura 1.56 – Densidade de discordâncias em função da temperatura de revenimento. (Fonte: Takebayashi et al., 2010, modificado).....91

Figura 1.57 – Sistema de coordenadas polares (Fonte: Cindra Fonseca, 2000).....94

Figura 1.58 – Diferença de percursos dos raios incidentes em função da distância interplanar (Fonte: Cindra Fonseca, 2000).....95

Figura 2.1 – Máquina de solda por resistência do CEFET/RJ.....98

Figura 2.2 – Dispositivo de medição MM–380A.....99

Figura 2.3 – Medição da corrente elétrica. (Fonte: Manual MM380 A, modificado).....100

Figura 2.4– Medição de corrente e força (Fonte: Manual MM380 A, modificado).....100

Figura 2.5– Formatos padrão de eletrodos (AWS C.1.1).....101

Figura 2.6 – Desenho esquemático da junta soldada (dimensões em mm, fora de escala).....102

Figura 2.7- Ensaios de cisalhamento por tração para corpos de prova soldados a 65%.....103

Figura 2.8 - Ensaios de cisalhamento por tração para corpos de prova soldados a 85%.....104

Figura 2.9 – Analisador de tensões X-stress3000: a) Sistema de medição com software b) equipamento completo com unidade de controle (LAT/UFF).....105

Figura 2.10– Pontos da medição das tensões na amostra denominada SUB1, soldada a 85%..... 106

Figura 2.11– Pontos da medição de tensões residuais nas seções transversais das amostras A a D.....107

Figura 2.12 – Aspecto da amostra do metal base (MB).....108

Figura 2.13 – Posicionamento esquemático das micrografias.....108

Figura 2.14 – Aspecto da amostra A.....109

Figura 2.15 – Distribuição dos pontos de indentação na amostra MB (fora de escala).....110

Figura 2.16 – Croqui da amostra seccionada.....110

Figura 2.17- Fluxograma de etapas.....113

Figura 2.18 – Regiões analisadas por nanoindentação.....115

Figura 2.19 - Aspecto do aparato para medição via Nanoindentação.....115

Figura 2.20 - Detalhe da tela mostrando o ponto que vai ser medido.....116

Figura 3.1 – Vista V1T: Micrografia do MB transversal à direção de laminação (a) ampliação 500X (b) ampliação 1000X. Ataque: Nital a 2%. MO.....117

Figura 3.2 – Vista V1P: Micrografia do MB (a) ampliação paralela à direção de laminação 500X (b) ampliação 1000X. Ataque: Nital a 2%. MO.....118

Figura 3.3 – Aspecto da microestrutura do aço estudado por Khalid et al. (1999).....119

Figura 3.4 – Metal base, ampliação 1000X. Condição:como recebido. MEV.....119

Figura 3.5 - Detalhe da junta soldada indicando suas regões (soldada a 85%). MO.....120

Figura 3.6 – Metal base 4000X. MEV.....120

Figura 3.7 - Metal base, 10000X. MEV.....120

Figura 3.8 - Zona de fusão,4000X,MEV.....120

Figura 3.9 - Zona de fusão, MO.....121

Figura 3.10 - Zona de indentação, MO.....121

Figura 3.11 – Microestrutura martensítica da zona fundida. Fonte: Paveebunvipak e Uhtaisangsuk, 2018 (modificado). Condição: Temperada ao ar.....121

Figura 3.12 - Perfil de microdureza (amostra soldada a 85% da pot. máx., carga de 500 gf) 122

Figura 3.13 - Perfil de microdureza (amostra soldada a 65% da pot. máx., carga de 500 gf.) 123

Figura 3.14 – Curva Microdureza x Indentação no metal base.....124

Figure 3.15 - Micrografia obtida por MEV para carga de 25 gf, indentando metal base. Condição: como recebido.....125

Figura 3.16 – Reta ajustada conforme modelo de Nix-Gao. 126

Figura 3.17 – Relação Dureza x Profundidade de indentação na amostra A.....127

Figura 3.18 – Reta ajustada para amostra A.....128

Figura 3.19 – Curva dureza x indentação da amostra B.....129

Figura 3.20 – Reta ajustada para amostra B. 129

Figura 3.21 – Função f(x) obtida para as diferentes indentações.....131

Figura 3.25 – Tensões residuais medidas em profundidade na amostra SUB1, Posição B2. 135

Figura 3.26 – Tensões residuais medidas em profundidade na amostra SUB1, Ponto D MS.....136

Figura 3.27 – Tensão residuais longitudinais na amostra A.....137

Figura 3.28 – Tensão residuais longitudinais na amostra B.....138

Figura 3.29 – Tensão residuais longitudinais na Amostra C.....138

Figura 3.30 – Tensão residuais longitudinais na Amostra D.....139

Figura 3.31- Curva de nanoindentação força x penetração do metal base.85% de potência máx. 143

Figura 3.32 - Curva de nanoindentação para a zona de fusão (ZF).85% de potência máx. 144

INDICE DE TABELAS

Tabela 1.1 – Características das fases Fe–Zn (Fonte: Marder, 2000).....28
Tabela 1.2 – Comparação dos resultados experimentais e numéricos. (Fonte: Afshari et al., 2016). .....;.....61
Tabela 1.3 – Comparação entre valores medidos e calculados de *h** (Fonte : Nix & Gao, 1998, modificado).....79
Tabela 1.4 – Densidade de discordâncias para o aço duplex (Fonte: Ameri *et al.*, 2017).....88
Tabela 1.5 – Densidade de discordâncias para o Ni e W (Fonte: Ameri *et al.*, 2017)...89
Tabela 2.1 – Composição química do metal base (em % de peso) (Fonte: Fabricante). 97
Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas do metal base (Fonte: Fabricante). 97
Tabela 2.3 – Parâmetros requeridos pela norma e os utilizados.....101
Tabela 2.4 – Fases da soldagem ajustadas na máquina SSP10. 102
Tabela 2.5 – Potência de soldagem para cada amostra.....104
Tabela 2.6 – Parâmetros adotados na análise das tensões residuais.....106
Tabela 2.7 – Parâmetros a serem utilizados no cálculo.....112
Tabela 2.8 – Parâmetros utilizados para as nanoindentações.....114
Tabela 3.1 – Comparativo do erro devido à magnificação. 124
Tabela 3.2 - Coeficientes h* calculados.....128
Tabela 3.3 – Densidades de discordâncias do metal base obtidas pelo cálculo.....129
Tabela 3.4 – Comparação dos valores de densidade de discordâncias (em m^{-2}) 130
Tabela 3.5 – Resultados para a zona de fusão. 131
Tabela 3.6 – Comparativo dos resultados entre metal base e zona de fusão.....132
Tabela 3.7 – Resultados dos valores das medições.....138
Tabela 3.8 - Relação entre a densidade de discordâncias e tensões residuais no metal

de solda.....138
Tabela 3.8 – Comparativo dos módulos de elasticidade entre metal base e Zona de fusão. 143

INTRODUÇÃO

A soldagem por resistência é amplamente utilizada na indústria automobilística e aeronáutica, entre outros setores. Este processo de soldagem consiste na aplicação de uma corrente elétrica em dois metais contíguos, cuja resistência gera calor suficiente para fundir e unir as duas partes. A corrente elétrica é aplicada a partir de 2 eletrodos, cada um de um lado da junta. Este processo está em contínuo desenvolvimento, devido à sua importância como processo de manufatura, pois tem, em suas diferentes modalidades, características que são benéficas ao interesse produtivo, tais como: alto grau de automatização e/ou robotização, rapidez e baixo nível de deformações, quando comparado a outros processos. Como exemplo de desenvolvimento recente nas pesquisas deste processo de soldagem podem ser citados Mikno *et al.*(2018), que fizeram um estudo do fenômeno da expulsão do metal fundido da lente variando-se parâmetros de soldagem como corrente, tensão e força de compressão, chegando à conclusão de que o parâmetro que mais influência na expulsão é a força de compressão dos eletrodos.

Raath *et al.* (2017) estudaram o estado de tensões residuais, com a variação dos parâmetros de soldagem no aço ao boro (22MnB5) e aço DP600, utilizando difração de nêutrons, e verificaram que em todos os casos o comportamento das tensões residuais é trativo na região da lente de solda, variando para tensões compressivas no metal base próximo à zona termicamente afetada (ZTA). Geslain *et al.* (2018) realizaram experimentos para estabelecimento das resistências de contato em solda por ponto de três chapas sobrepostas, de materiais diferentes (aço galvanizado de baixo carbono, aço avançado de alta resistência e aço endurecido com revestimento Al-Si). Janardhan *et al.* (2020) correlacionaram densidade de discordâncias com carga de ruptura, em juntas soldadas com chapas pré-tensionadas em três diferentes níveis.

Dentre os mecanismos de deformação plástica nos metais, o deslizamento entre planos atômicos é o mais importante em materiais com sistema cristalino cúbico de corpo centrado (CCC). Este deslizamento depende por sua vez da existência de discordâncias e também de sua mobilidade nas direções mais favoráveis ao movimento. O aumento de resistência do material dependerá da

presença de elementos que provocarão o bloqueio ou impedimento ao movimento dessas discordâncias, tais como intersecção de discordâncias com sentido de movimento diferente, gerando potenciais fontes de Frank-Read, ou deslizamento cruzado *(crosslip*). Além disso, pode-se citar a presença de elementos em solução ou precipitados, que também ajudarão no bloqueio e geração de novas discordâncias (BARRET *et al.,* 1973). Interfaces são barreiras para o movimento de discordâncias, causando empilhamento das mesmas, aumentando a resistência e causando a perda de ductilidade (ZHANG *et al.,* 2021).

Em função do exposto, torna-se importante a descrição do comportamento e tendência da movimentação das densidades de discordâncias, que ocorrerão durante o processo de soldagem, o que constitui um parâmetro adicional da resistência mecânica da solda.

Assim sendo, o presente trabalho tem como objetivo a avaliação do comportamento de tensões residuais medidas experimentalmente por difração de raios-X em juntas soldadas por resistência de chapas de aço avançado de alta resistência, GA, e sua correlação com a variação de densidade de discordâncias, mensuradas a partir de experimentos de microdureza, o que constitui o aspecto de originalidade da Tese. Análises microestruturais por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) e ensaios de nanoindentação complementaram o estudo.

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

1.1- AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA (AHSS - *Advanced High-Strength Steel*)

Os aços avançados de alta resistência foram desenvolvidos em função da crescente demanda da indústria automobilística por materiais com maior resistência sem prejuízo à boa conformabilidade. Tal demanda é resultado da crescente pressão de órgãos regulatórios em relação ao nível de emissões, o que incentiva a busca de materiais mais leves e mais resistentes, o que implica na diminuição de peso e consequente diminuição do consumo de combustível (KEELER *et al.*, 2017).

Os aços AHSS são materiais sofisticados, com composições químicas cuidadosamente selecionadas e microestruturas multifásicas resultantes de tratamentos térmicos específicos. Vários mecanismos de endurecimento são empregados para a obtenção de faixas necessárias de resistência, ductilidade, tenacidade e fadiga. A família de aços AHSS inclui os aços *dual - phase* (DP), de fase complexa (CP), ferrítico-bainitícos (FB), martensíticos (MS), de plasticidade induzida por transformação (TRIP), conformados a quente (HF), e de plasticidade induzida por maclação (TWIP). Esses aços pertencem às chamadas 1ª e 2ª geração dos aços AHSS e foram desenvolvidos para atender aos requisitos de determinados componentes das estruturas veiculares. (KEELER *et al.*, 2017). A Figura 1.1 apresenta as características dos aços citados, dentre outros, que são comumente utilizados na indústria automobilística (SCHMITT & LUNG, 2018).

Os aços DP (*Dual Phase*), TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), CP (*Complex Phase*) são considerados como a 1ª geração dos aços AHSS. O desenvolvimento desses aços vem de uma constante demanda da indústria por alta resistência conjugada a uma boa formabilidade, características normalmente antagônicas. No caso dos aços DP, o endurecimento provém de uma segunda fase, a martensita, que é obtida a partir da têmpera ao ar ambiente da austenita (SCHMITT & LUNG, 2018).

Dentre os aços avançados de alta resistência, o aço para estampagem a quente, denominado HF, foi desenvolvido de modo a aliar boa tenacidade à fratura

e alta resistência. Tal aço é uma alternativa às limitações do aço DP, e envolve o a fabricação de um material de características com alta ductilidade e boa temperabilidade, e durante o processo de estampagem, o material passa por tratamentos de têmpera e revenimento, o que aumenta bastante seu limite de resistência, com pouca deformação residual, quando submetida a impactos. O efeito de recuperação elástica também é minimizado, devido ao processo de conformação ser realizado em altas temperaturas (SCHMITT & LUNG, 2018).

Como exemplo de aço para estampagem a quente, pode-se citar o 22MnB5, que quando aquecido à temperatura de austenitização (900 a 950ºC), formas complexas podem ser estampadas devido ao baixo módulo de elasticidade dessa faixa de temperatura. Durante a estampagem, as peças são resfriadas em contato com as ferramentas ou moldes que são resfriados à água, gerando uma taxa de resfriamento suficiente para gerar uma microestrutura martensítica. Importante ressaltar que o tempo desse tratamento térmico é menor que 25 segundos, compatível com uma produção seriada de peças automotivas. A Figura 1.1 apresenta as faixas de resistência do aço 22MnB5 (SCHMITT & LUNG, 2018). A microestrutura deste aço antes do processo de estampagem é caracterizada como perlítico-ferrítica, e totalmente martensítica após o temperamento por ocasião da estampagem a quente (PAVEEBUNVIPAK & UTHAISANGSUK, 2018).

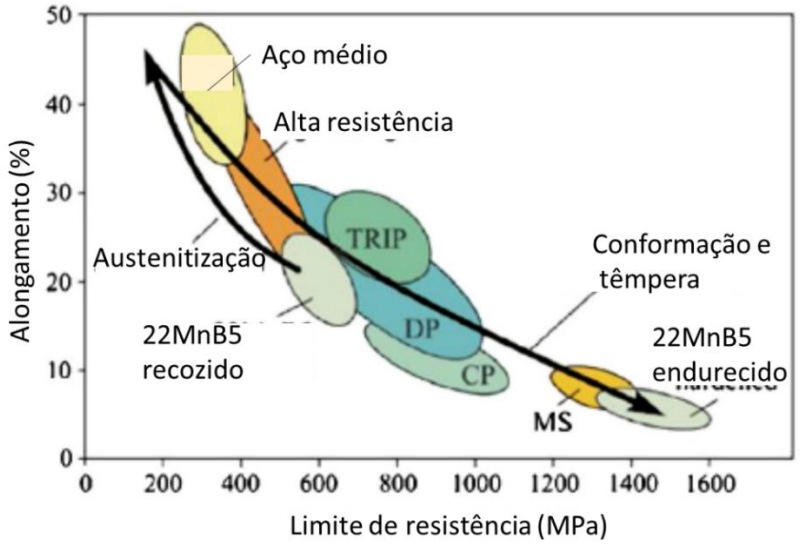


Figura 1.1 – Faixas de resistência do aço 22MnB5 (Fonte: Schmitt e Lung, 2018, modificado).

1.2- O REVESTIMENTO COM LIGA Zn-Fe (*galvannealed* -GA)

O processo de galvanização tem sido usado há muitos anos, como forma de proteção contra a corrosão. A deposição de zinco para formar o revestimento pode ser realizada de diversas maneiras, dentre elas a técnica por imersão a quente com zinco puro, denominado GI, eletrodeposição e deposição por vapor. O processo GA (*galvanneal*) consiste em, durante o processo de fabricação, submeter a chapa de aço a um ciclo de recozimento à temperatura de cerca 500ºC em que ocorre difusão do ferro na camada de zinco, gerando um revestimento contendo fases intermetálicas de ligas Fe-Zn (MARDER,2000). Este ciclo é demonstrado na Figura 1.2.

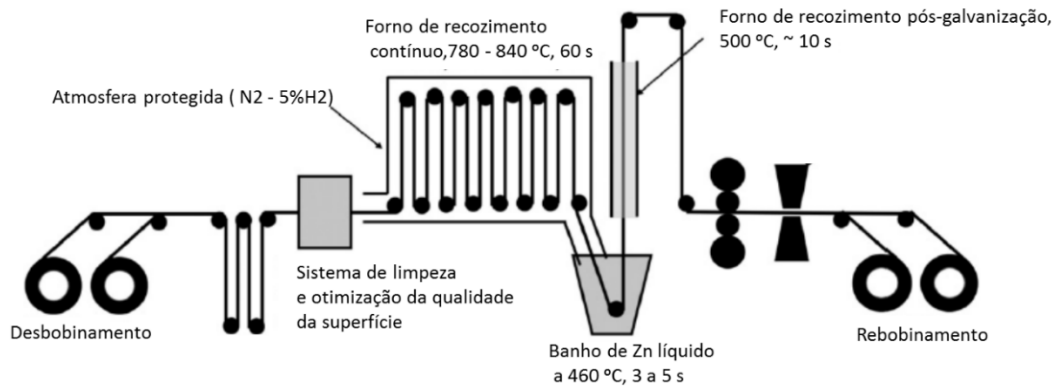


Figura 1.2 – Esquema básico do processo de revestimento GA. (Fonte: Biswas *et al.,* 2019, modificado).

O aço com revestimento GA tem sido amplamente utilizado na indústria automotiva devido à sua boa soldabilidade e resistência à corrosão por perfuração, quando comparado com o aço com galvanização padrão (JORDAN *et al.*, 1993).

Modenesi e Silva (2010) ressaltam também que a soldagem dos aços com revestimento GA garante maior vida útil aos eletrodos, quando comparado com os aços GI. Isto ocorre porque, no caso dos aços GI, ocorre a formação de uma liga Cu-Zn na ponta dos eletrodos, causando deformações nas faces dos mesmos, e com isso diminuindo sua vida útil. O revestimento GA consiste de diversas fases,

cujas características são apresentadas na Tabela 1.1 (MARDER, 2000), onde: CCC: cúbica de corpo centrado; CFC: cúbica de face centrada; HCP: hexagonal compacta.

Tabela 1.1 – Características das fases Fe–Zn (Fonte: Marder, 2000, *apud* Ghoniem and Lohberg, 1972)).

Fase	**Fórmula**	**Estrutura cristalina**	**Microdureza Vickers (25 mg)**	**Microdureza Vickers(25 g)**
αFe	Fe(Zn)	CCC	104	86
Γ	Fe_3Zn_{10}	CCC	326	265 - 450
$Γ_1$	Fe_5Zn_{21}	CFC	505	340 - 505
δ	$FeZn_{10}$	Hexagonal	358	200 - 380
ζ (zeta)	$FeZn_{13}$	Monoclínica	208	150 - 250
ηZn	Zn(Fe)	HCP	52	41

As fases primárias formadas durante a imersão por longo período em banho de galvanização são zeta (*ζ*), delta (*δ*), gamma$_1$(*Γ*$_1$) e gama (*Γ*) (MARDER, 2000). Essas fases são visualizadas no diagrama de fases Fe - Zn, mostrado na Figura 1.3.

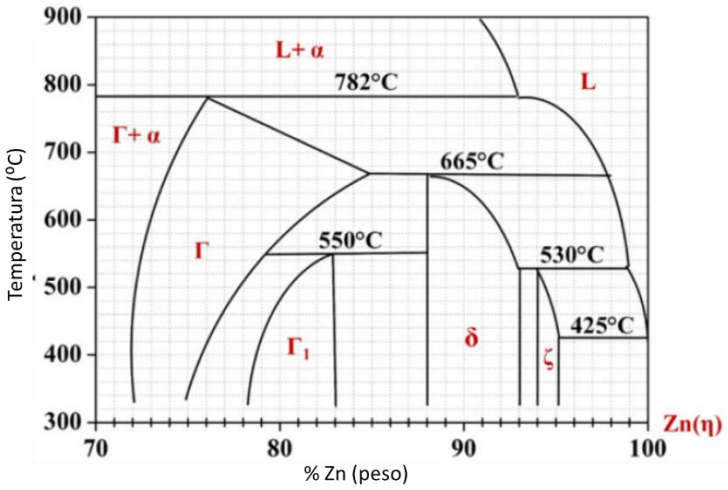


Figura 1.3 – Trecho do diagrama de fases Fe-Zn (Fonte: Biswas *et al.*, 2019).

Fase zeta (ζ)

Esta fase tem um percentual de Fe de aproximadamente 5-6%, sendo formada da reação peritética entre a fase delta e zinco líquido a aproximadamente 530ºC. A fase zeta é isomorfa com uma célula unitária monoclínica e uma estrutura atômica que contêm um átomo de ferro e um átomo de zinco ligados a 12 átomos de zinco nos vértices de um icosaedro ligeiramente distorcido. (MARDER, 2000).

Fase delta (δ)

A fase delta tem uma composição de cerca de 7,0 a 11,5% em peso de ferro, e uma célula unitária hexagonal. É formada por outra reação peritética, gama e líquido, a 665ºC (MARDER, 2000).

Fase gama$_1$ (Γ_1)

A fase gama$_1$ tem uma célula cristalina cúbica de face centrada (CFC) com uma composição de ferro em peso entre 17 e 19,5% a 450ºC. É formada como resultado de uma reação peritetóide entre a fase gama e fase delta a cerca de 550ºC. A fase gama$_1$ apresenta o maior nível de microdureza, conforme demonstrado na Tabela 1.1 (MARDER, 2000).

Fase gama (Γ)

A fase gama, tem célula unitária cúbica de corpo centrado (CCC), com uma composição de ferro entre 23,5 a 28%, em peso, a 450ºC. É formada a partir de uma reação peritética a 782ºC entre ferrita alfa e zinco líquido, e exibe solubilidade máxima do Fe no Zn na fase delta na temperatura peritética de 665ºC (MARDER, 2000).

1.3- SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA A PONTO

1.3.1- Princípio

A soldagem por resistência é um processo de solda por fusão devido ao calor gerado pela resistência das partes a serem soldadas pela aplicação de uma corrente elétrica localizada na junção com a passagem de uma corrente elétrica. Tal corrente é responsável pela elevação da temperatura através do efeito Joule. A

geração de calor ocorrerá na resistência de contato eletrodo/peça, peça/peça e peça/eletrodo. A energia térmica total gerada pode ser calculada pela lei de Joule, em sua forma simplificada, conforme a Equação (1.1) (POURANVARI; MARASHI, 2013).

$$Q=R^2I \tag{1.1}$$

onde:

Q=energia térmica (J)

I= Corrente (A)

R= Resistência total do conjunto (Ω)

Na forma integral, a Equação (1.1) torna-se (ZHOU; KAI, 2014):

$$Q = \int_{T1}^{T2} I(t)^2 R(t) dt \tag{1.2}$$

1.3.2 Ciclo de soldagem

Govik (2009) descreve os diferentes períodos que ocorrem no processo da soldagem a ponto e demonstrados na Figura 1.4, a saber:

– Período de compressão (*squeeze time*) : É o tempo que que corresponde à aproximação do(s) eletrodo(s) e aplicação da pressão determinada até que seja iniciada a aplicação de corrente;

– Período de soldagem (*weld time*) : Tempo durante o qual a corrente elétrica é aplicada;

– Período de espera (*hold time*): Tempo durante o qual a pressão é mantida e diminuída, após a cessão da corrente elétrica.

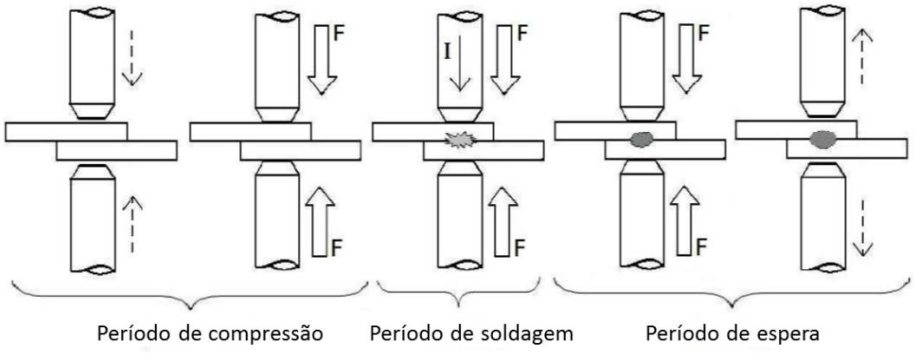


Figura 1.4 – Exemplo do ciclo de soldagem (Fonte: Govik, 2009, modificado).

Na Figura 1.5 está exemplificada a variação de força de compressão dos eletrodos e de corrente elétrica durante a soldagem.

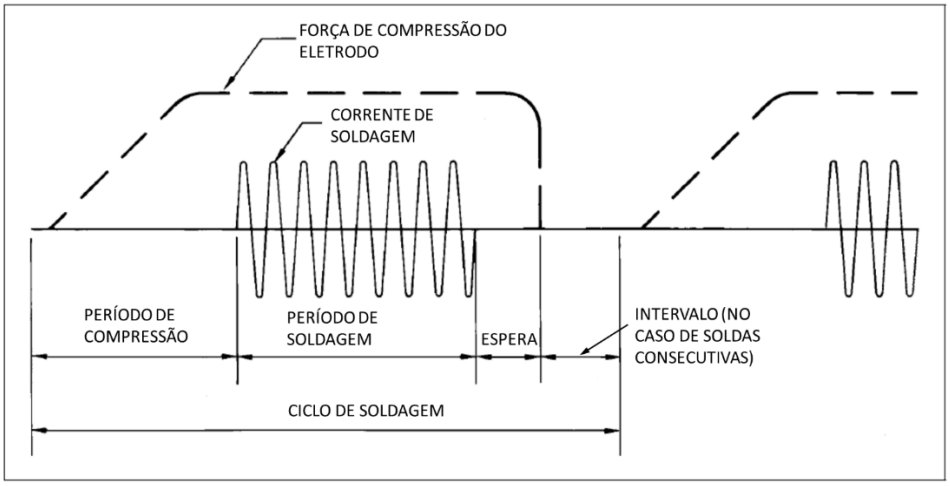


Figura 1.5 – Ciclo de soldagem (Fonte: Dolfi *et al.*, 2007, modificado).

1.3.2.1- Período de Compressão

A força de compressão, que corresponde à pressão aplicada aos eletrodos, deve ser dosada, ou seja, não muito fraca de modo que o contato entre as peças a serem unidas fique prejudicado devido às rugosidades inerentes às superfícies, e também não muito forte, de modo que não haja o fenômeno de expulsão de material durante a fase líquida. Zhou e Cai (2014) estudaram o efeito da força de

compressão dos eletrodos no processo de solda a ponto e observaram estreita correlação entre força de compressão, resistência dinâmica e tempo de iniciação da zona de fusão (lente de solda). Sobre esse fenômeno, Mikno *et al.* (2018) fizeram uma análise utilizando uma câmera de filmagem de alta velocidade, com monitoramento dos parâmetros de corrente, tensão, deslocamento do eletrodo e força aplicada, utilizando um software específico, numa soldagem com aço DP800, com os registros mostrados na Figura 1.6.

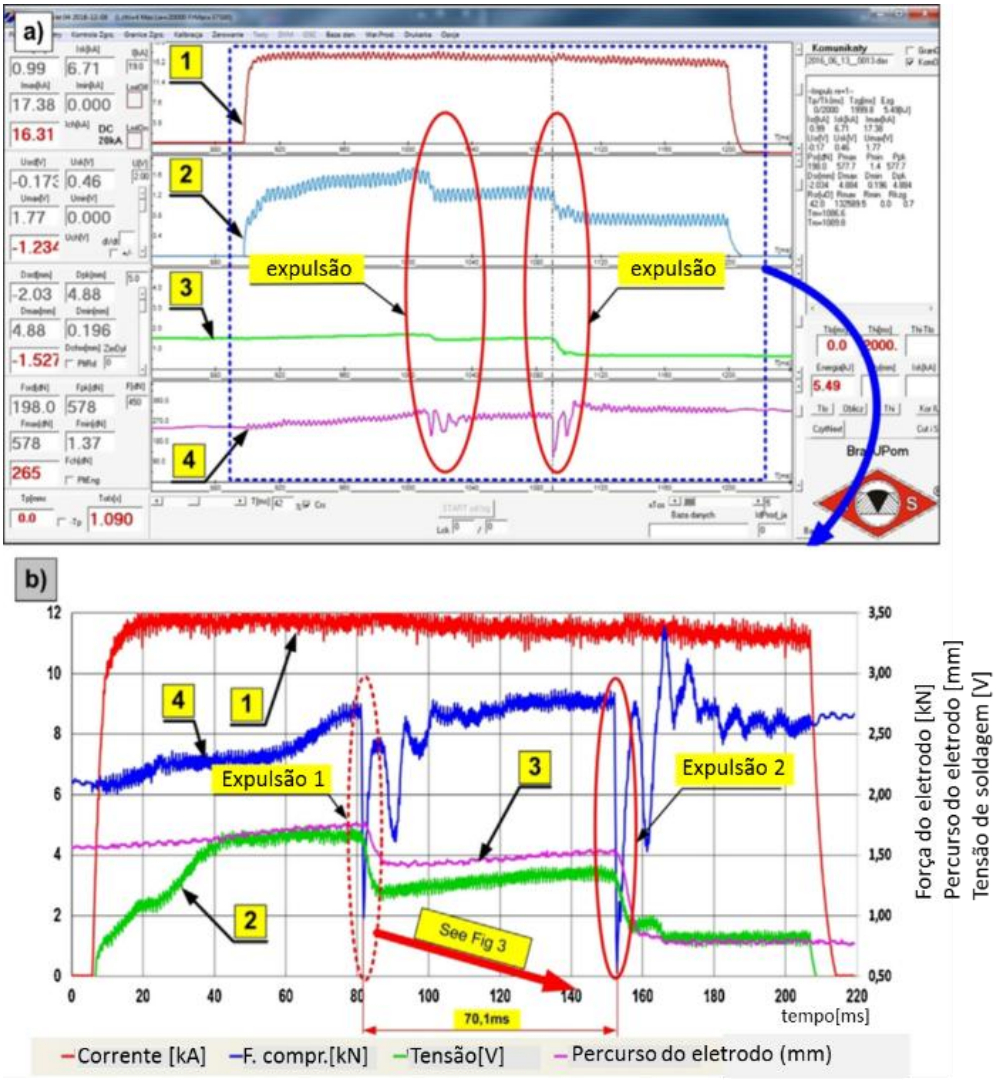


Figura 1.6 – Experimento de verificação da expulsão em soldagem do aço DP800. (1- Corrente, 2- tensão, 3- percurso do eletrodo, 4- força de compressão).(Fonte: Mikno *et al.*, 2018).

Em função dos resultados, Mikno *et al.* (2018) concluíram que a melhor forma de detecção de expulsão corresponde ao sinal da força de compressão, pois durante a expulsão este sinal sofre uma variação brusca. A manutenção da pressão dos eletrodos após o término da aplicação da corrente elétrica visa impedir o surgimento de porosidades e outros defeitos (ZHANG; SENKARA, 2012).

1.3.2.2 Período de Soldagem

A carga de ruptura e dureza da lente e da ZTA tendem a aumentar para tempos e/ou correntes de soldagem maiores. Durante a soldagem, ocorrem importantes mudanças nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da região na zona de fusão (ZF) e ZTA. Em função disto, é importante o estudo de tais mudanças de modo a que se possa definir limites seguros para sua aplicação. Além da corrente de soldagem, o tempo de soldagem é uma variável que afeta o aporte térmico (HAYAT *et al.*, 2009).

A partir de testes de ensaio de tração ao cisalhamento para corpos de prova soldados, de aço IF, com variados ciclos de soldagem e correntes, foram gerados os gráficos da Figura 1.7. Na Figura 1.7 (a), foi plotada a variação da resistência da junta, conforme a alteração da corrente de soldagem. Na Figura 1.7(b), foram executados os gráficos de tendência da resistência com a variação de tempo de soldagem. O aumento da resistência ao ensaio de tração com o aumento da corrente e tempo é primeiramente atribuída ao aumento da lente. Ocorre um decréscimo da resistência a partir de correntes de 7 kA e tempo de soldagem 25 ciclos. (HAYAT *et al.*, 2009).

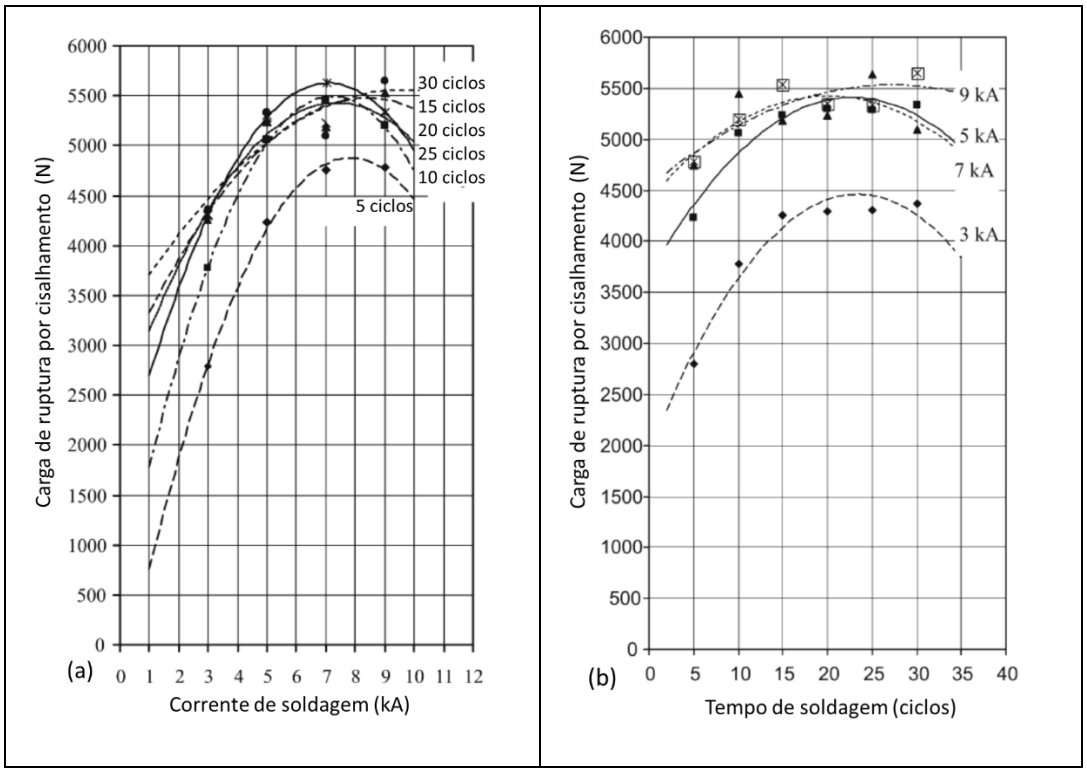


Figura 1.7 – Efeito dos parâmetros de soldagem na resistência da junta: (a)corrente de soldagem, (b) tempo de soldagem (Fonte: Hayat *et al.*, 2009, modificado).

Hayat *et al.* (2009) explicam que o decréscimo em resistência para correntes maiores que 7 kA, como mostrado na Figura 1.7(a), ou tempos de corrente maiores que 25 ciclos, apresentados na Figura 1.7(b), como sendo consequência do aporte térmico excessivo, que por sua vez causará:

- reação dos eletrodos com o metal base devido ao excessivo aquecimento;

- excessivo crescimento de grão na zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF);

- decréscimo na área seccional da lente devido ao fenômeno de expulsão.

Os modos de fratura da lente de solda quando do ensaio de tração devem ser levados em consideração. A Figura 1.8 apresenta o aspecto das juntas após os ensaios, sendo que foram identificados três tipos de modos de falha: separação,

knotting e descolamento (HAYAT *et al.*, 2009).

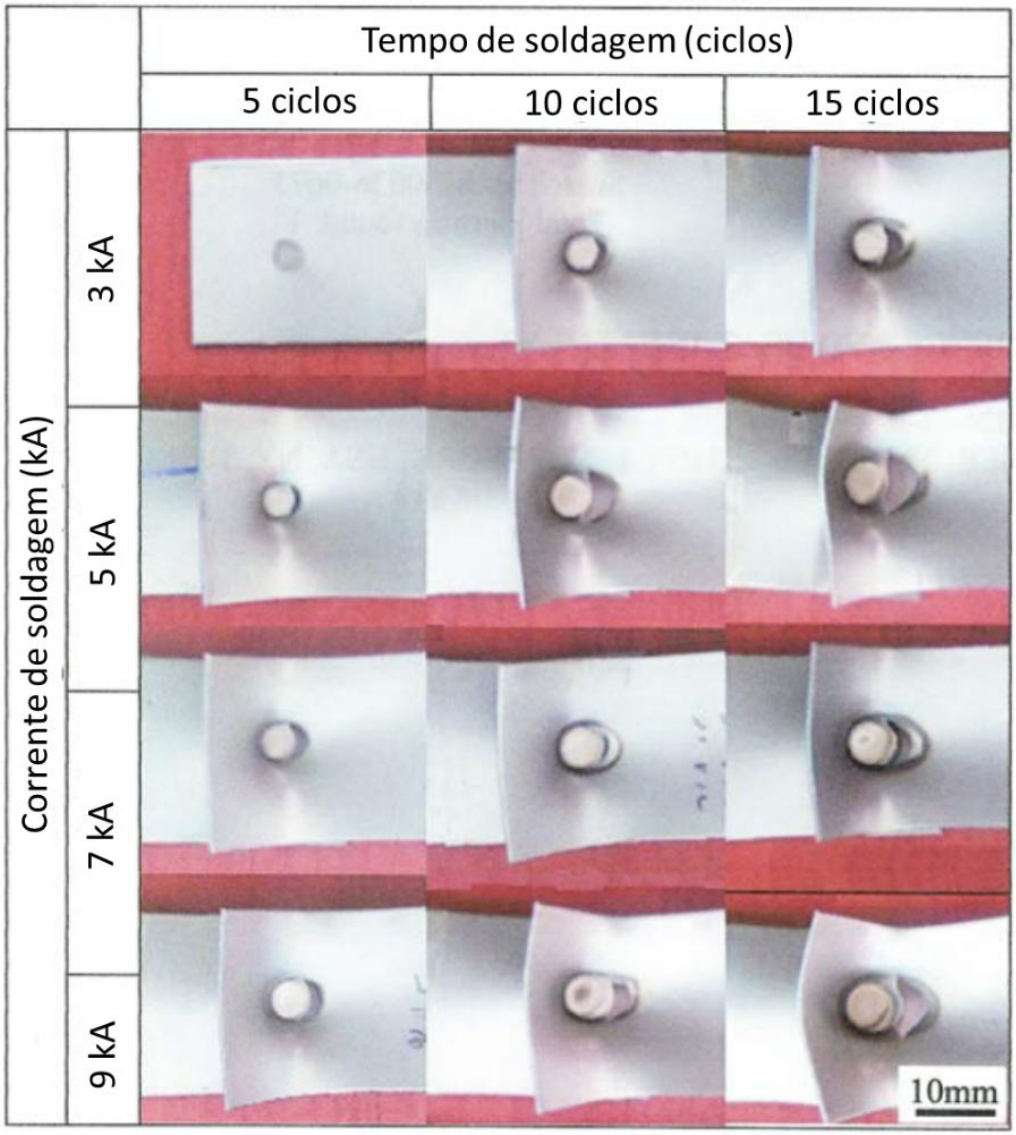


Figura 1.8 – Modos de fratura nas amostras ensaiadas (Fonte: Hayat *et al.*, 2009, modificado).

O modo de fratura *knotting* aparece em amostras sodadas com 5, 10 ciclos e 5 kA, sendo atribuída ao excessivo aporte térmico e profundidade de indentação

dos eletrodos. A máxima resistência da junta é obtida quando a fratura se dá por arrancamento no metal base.

Em função dos experimentos realizados foi possível gerar uma zona de soldabilidade possível *(weld lobe*), conforme Figura 1.9.

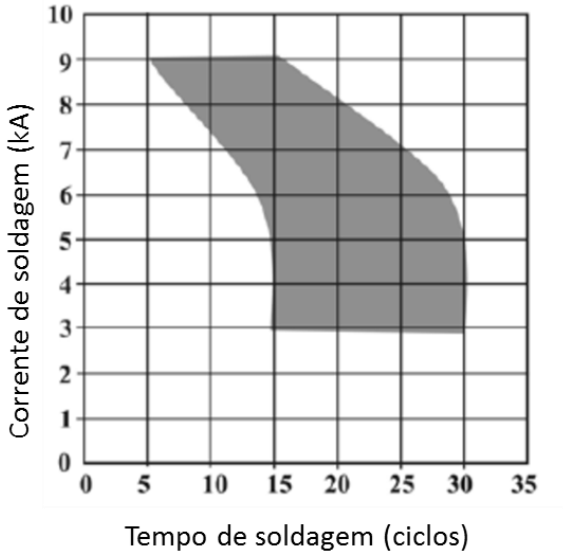


Figura 1.9 – Região de soldabilidade (Fonte: Hayat *et al.*, 2009, modificado).

1.3.2.3 Tempo de espera e resfriamento

Após a passagem da corrente elétrica ainda existe continuidade no período de retenção dos eletrodos, ao mesmo tempo em que ocorre o resfriamento da junta soldada. A taxa de resfriamento irá influenciar diretamente na microestrutura e por conseguinte resistência da junta.

A resistência à corrente elétrica em interfaces tende a ser maior do que através de um material contínuo, sendo que um perfil padrão de resistências e temperaturas decorrentes é mostrado na Figura 1.10.

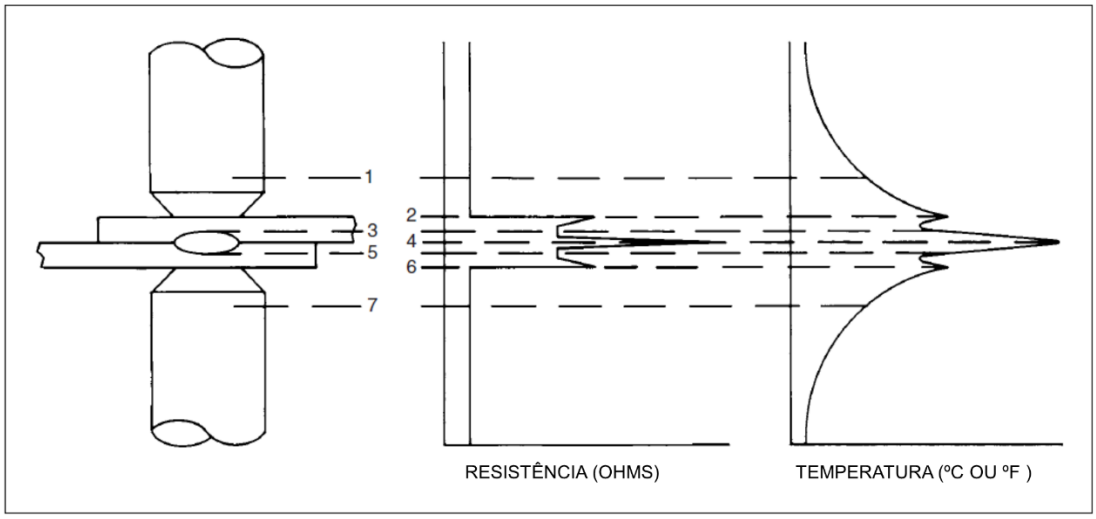


Figura 1.10 – Perfis de resistência elétrica e de temperatura (Fonte: Dolfi *et al.*, 2007, modificado).

As magnitudes das resistências de contato números 2 e 6, cuja posição é mostrada na Figura 1.10 dependem da condição da superfície dos metais base e dos eletrodos, tamanho e contorno da face dos eletrodos, e força de compressão dos mesmos. As resistências de contato são regiões de alta geração de calor, no entanto no contato metal base/eletrodo o sistema de arrefecimento interno dos eletrodos contribui para a diminuição de temperatura necessária para não ocorrer fusão nessas regiões. Desta forma, a temperatura máxima no ciclo de soldagem é atingida na região desejada (posição 4 da Figura 1.10 DOLFI *et al.,* 2007)).

A resistência entre superfícies que mais gera calor durante o processo é entre as peças a serem soldadas. A resistência elétrica variará conforme o material, e conforme o acabamento superficial das superfícies, segundo a Figura 1.11 (ROGEON *et al.*, 2007).

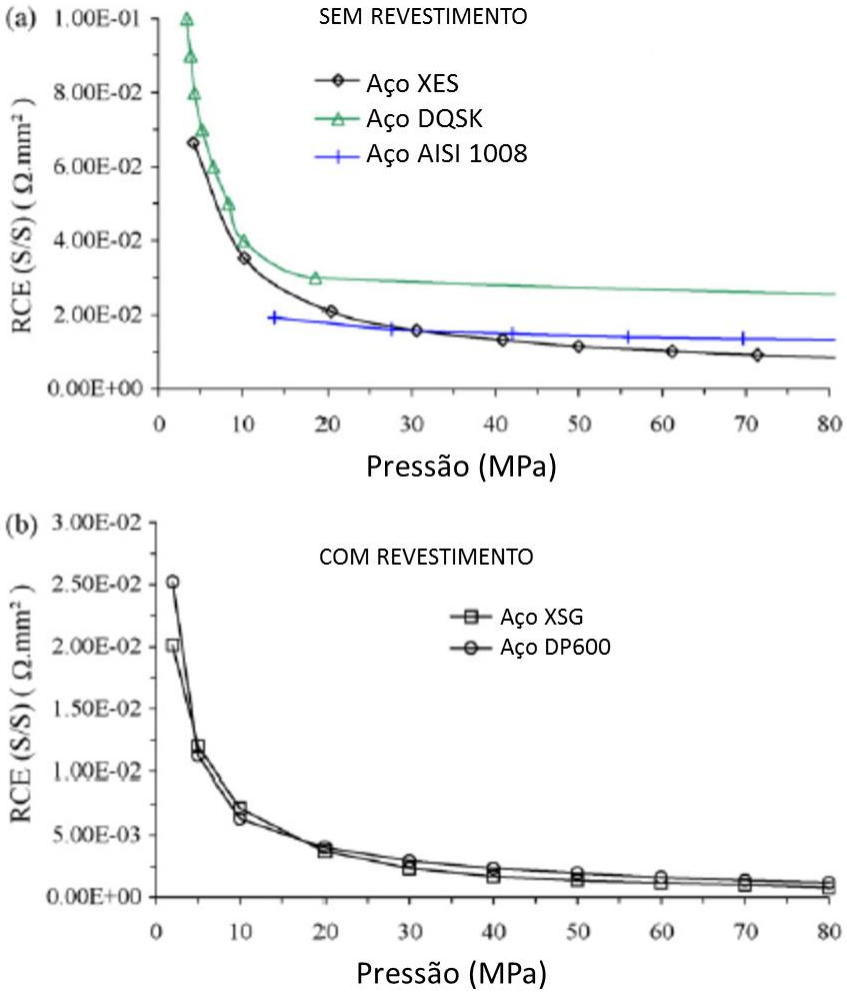


Figura 1.11 – Resistência de contato para vários padrões de acabamento superficial (Fonte: ROGEON *et al.*, 2007, modificado).

Zhang e Senkara (2012) relataram que os diferentes materiais utilizados na soldagem têm diferentes curvas de condutividade térmica, que variam em função da temperatura. Conforme mostrado na Figura 1.12, em função do cobre ter um nível de condutividade térmica maior que o aço e ligas de alumínio, ele é normalmente usado como eletrodo (na forma de liga) para passagem da corrente elétrica aos materiais a serem soldados.

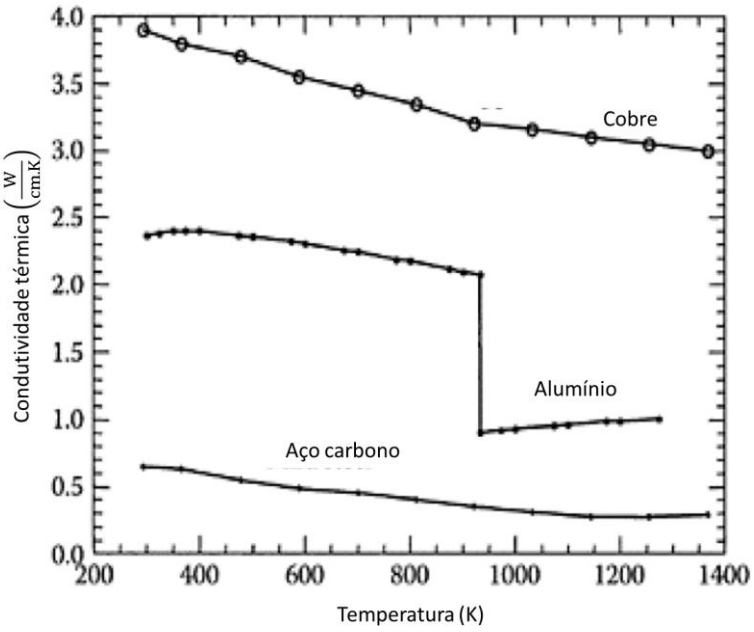


Figura 1.12 – Variação da condutividade térmica com a temperatura (Fonte: Zhang e Senkara, 2012, modificado).

Em função da resistência variar com a temperatura, é denominada resistência dinâmica a curva de valores que ela assume durante a passagem da corrente elétrica, apresentada na Figura 1.13.

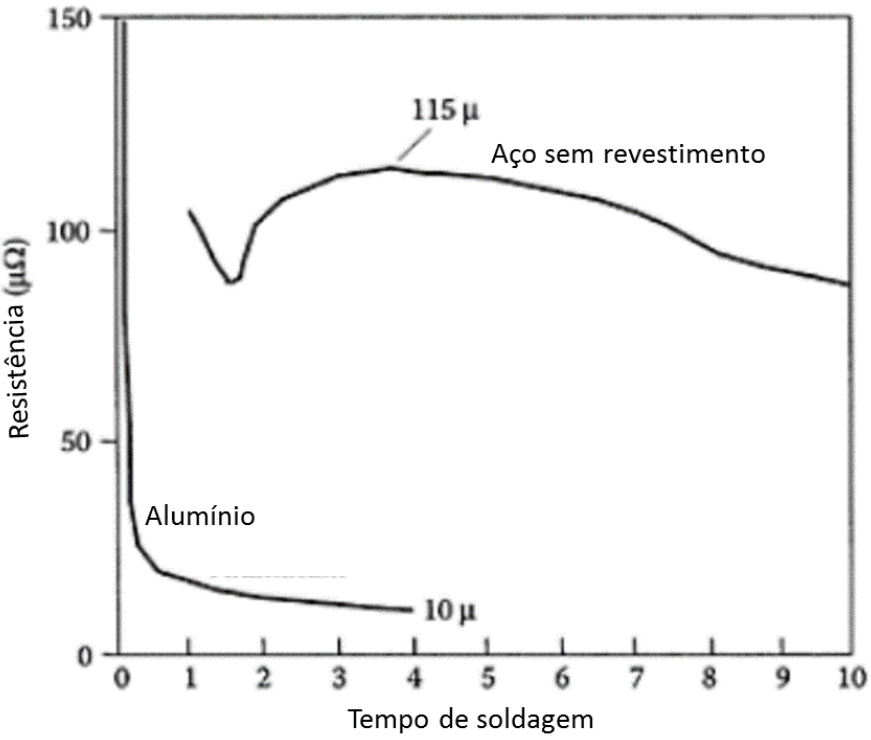


Figura 1.13 – Resistência dinâmica (Fonte: Zhang e Senkara, 2012, modificado).

A resistência de contato pode ser obtida através da formulação representada na Equação (1.3) (VOGLER & SHEPPARD, 1993).

$$R_{CA} = (\rho_1 + \rho_2)\left(\frac{1}{4\eta a} + \frac{1}{\alpha}\right) + \frac{\rho_f S}{A_c} \quad (1.3)$$

Onde:

R_{CA} = resistência de contato

ρ_1= resistividade do material 1

ρ_2= resistência do material 2

η = fator correspondente ao grau de rugosidade das superfícies

α = raio médio das asperezas de contato

2l= distância planar média entre asperezas

ρ_f=resistividade do revestimento

s = espessura do contaminante;

α = raio de Holms, definido como $\alpha^{-1} = \frac{3\pi}{32nl}$,

2l = distância média entre picos de asperezas

A baixa resistividade elétrica do cobre e suas ligas, comparada ao aço carbono, favorece a aplicação deste material na fabricação dos eletrodos, conforme demonstrado na Figura 1.14.

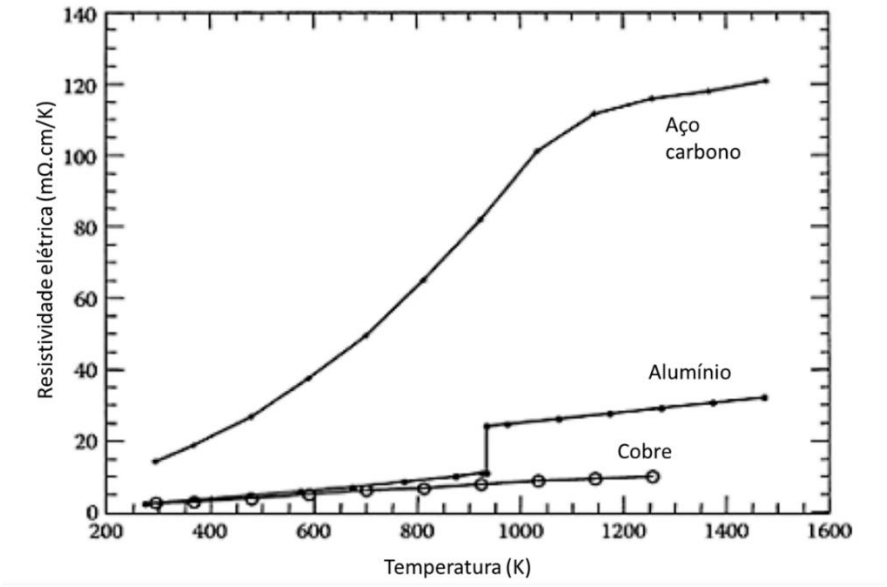


Figura 1.14 – Variação da resistividade elétrica com a temperatura (Fonte: Zhang e Senkara, 2012, modificado).

.

Conforme Zhang & Senkara (2012), ocorre uma variação de deslocamento do eletrodo durante a passagem de corrente elétrica (Figura 1.15). Pode–se notar na região II um aumento significativo da posição do eletrodo. Isto se dá em função do início da fusão no centro da lente, e devido ao aumento de volume devido à diferença de densidades entre sólido e líquido ocorre a elevação do eletrodo. Na fase III, conforme a lente sofre o resfriamento e entra em solidificação a posição do eletrodo tende a baixar ao nível inicial.

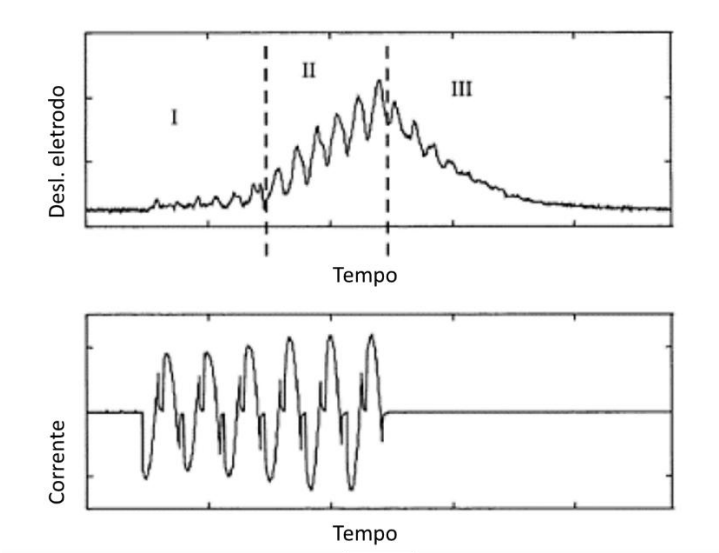


Figura 1.15 – Variações de deslocamento do eletrodo durante a passagem da corrente elétrica (Fonte: Zhang e Senkara, 2012, modificado).

Govik (2009) mostra que a solda por resistência a ponto pode ser realizada com corrente contínua (CC) ou alternada (CA). A corrente alternada tem sido utilizada majoritariamente na indústria automotiva enquanto a corrente contínua é mais utilizada na indústria aeroespacial devido à alta potência requerida para soldagem de alumínio.

Como o módulo de elasticidade do aço é inversamente proporcional à temperatura, em determinado momento a superfície do metal base sofre ligeira deformação plástica devido à atuação da compressão dos eletrodos. Esta deformação permanente é denominada indentação, conforme representada na Figura 1.16. As setas pretas indicam o sentido dos fluxos de calor durante o resfriamento.

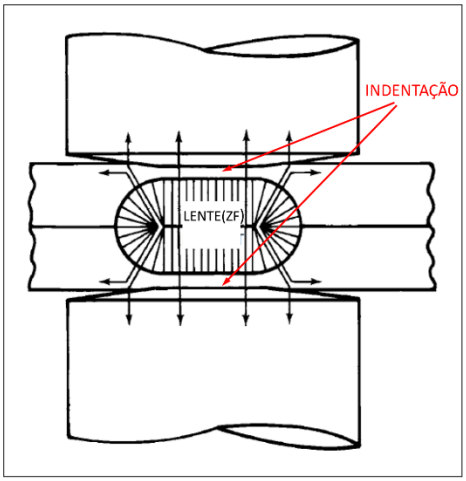


Figura 1.16 – Regiões de indentação (Fonte: AWS, 2007, modificado).

1.3.3 Microestrutura de junta soldada por solda por resistência a ponto

A formação dos diversos tipos de cristais, tais como dendríticos, globulares ou celulares, é controlada pela composição química e transferência de calor através da interface líquido–sólido, no caso de solda por resistência. A solidificação ocorrerá quando a região da lente atingir a temperatura de fusão e ocorrer uma perda de calor no líquido, ou seja, o calor dissipado no líquido for maior do que é transferido ao líquido. Tanto os eletrodos resfriados à água quanto o metal base, na região afastada da lente, funcionam como dissipadores do calor acumulado na lente (ZHANG & SENKARA , 2012)

Na região parcialmente líquida nas bordas da lente/ZTA, grãos podem servir como núcleos para crescimento de cristais, e a solidificação ocorre nesta região. Resfriamento posterior resulta no crescimento de grãos colunares em direção aproximadamente normal à linha de fusão, e a interface sólido–líquido avança em direção ao centro da lente. O metal remanescente na porção central da lente da lente solidifica por último e forma grãos equiaxiais quando o volume líquido é pequeno depois que a maior parte é solidificada. Trincas de solidificação, quando ocorrem, tendem a ser localizadas no centro da lente. Dependendo dos parâmetros

de soldagem, várias microestruturas podem ser geradas numa soldagem a ponto (ZHANG & SENKARA, 2012).

Um cenário ideal é quando a solidificação ocorre de maneira uniforme, de todas as direções do sólido ao redor, em ambas as direções do eletrodo e chapas (Figura 1.17).

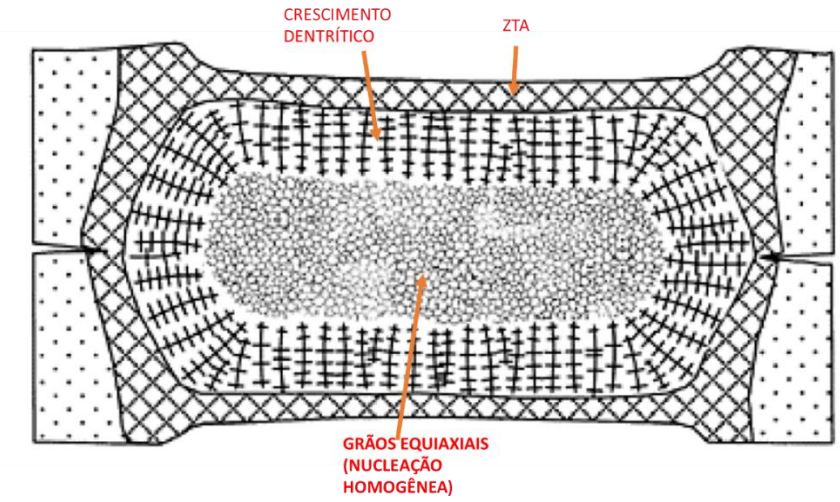


Figura 1.17 - Aspecto da microestrutura de uma solda a ponto. (Fonte: Zhang e Senkara, 2012, modificado).

Lancaster (1999) dividiu a zona termicamente afetada (ZTA) em três regiões de um ponto de vista metalúrgico: supercrítica, intercrítica e subcrítica:

Região supercrítica: contém duas zonas distintas a região de crescimento de grão e a de refino de grão. O crescimento de grão ocorre na região em que o pico de temperatura excede a necessária para tal. Abaixo dessa temperatura, o ciclo térmico irá gerar normalmente uma microestrutura com dimensões de grãos menores do que no metal base;

Região intercrítica: região relativamente estreita, na qual a temperatura máxima nessa região é menor do que ocorre na região supercrítica, e transformações parciais de fases podem ocorrer, dependendo da temperatura

atingida e taxa de resfriamento. Por exemplo, um aço carbono com estrutura ferrítico-perlítica, as regiões de perlita, que são de conteúdo eutetóide de carbono, transforma-se em austenita no aquecimento e em martensita ou bainita no resfriamento. Após o esfriamento, a região pode consistir então de grãos mais duros numa matriz ferrítica relativamente macia, não transformada;

Região subcrítica: Região cuja temperatura atingida é baixa o suficiente para impedir qualquer mudança microestrutural observável, sendo difícil sua diferenciação do metal base. Em alguns casos, precipitados finos ou uma pequena região de esferoidização podem ser visíveis.

Em relação aos parâmetros de soldagem, alguns aspectos dimensionais para controle de qualidade podem ser obtidos e comparados com requisitos de determinada norma, como mostrado na Figura 1.18 (ZHANG & SENKARA, 2006). Os autores alertam também sobre saber diferenciar a largura da solda, que compreende a lente e a ZTA, e só a largura ou diâmetro da lente, que corresponde apenas à zona fundida.

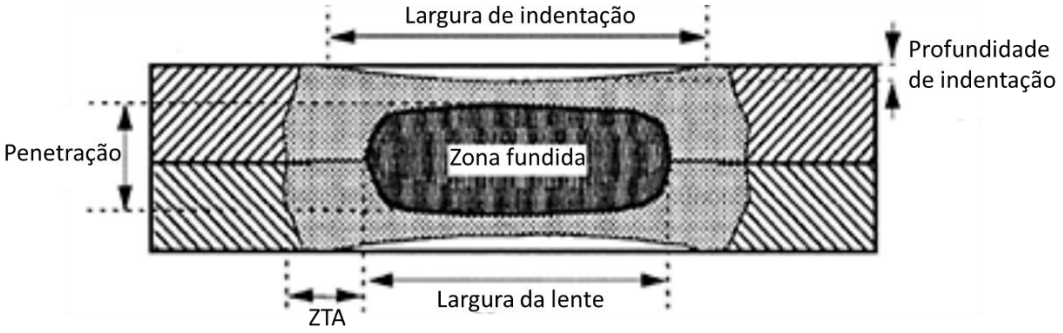


Figura 1.18 – Parâmetros dimensionais para controle de qualidade (Fonte: Zhang e Senkara, 2006, modificado).

Bhadeshia (2010) calculou o diagrama de fases para um aço IF ao titânio (Figura 1.19). Denota–se que a faixa de temperatura em que ocorre equilíbrio das fases alfa e beta é muito pequena (cerca de 20ºC), devido à baixa concentração de soluto. A quantidade de carbeto de titânio é quase constante na fase ferrita, mas

sua solubilidade é muito maior na fase austenita, não existindo assim equilíbrio de fases acima de 950 ºC. A função do titânio é combinar com o carbono, liberando o carbono dos interstícios da matriz ferrítica.

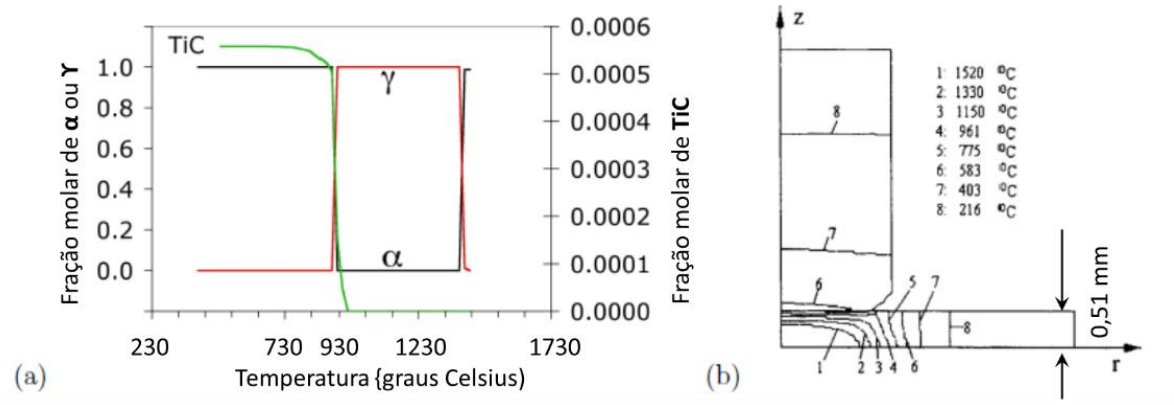


Figura 1.19 – (a) Diagrama de fases (b) Cálculo da distribuição de temperatura com chapa AISI 1008 (Fonte: Bhadeshia, 2010, modificado).

Ainda conforme Bhadeshia (2010), a microestrutura decorrente da soldagem consiste numa região central com grãos equiaxiais, correspondente à zona fundida ou lente de solda. Ao redor ocorre a existência de grãos colunares (que também fazem parte da zona fundida), e além a existência grãos grosseiros, que não sofreram austenitização. Executando uma soldagem de aço IF, com parâmetros 7 kA de corrente e tempo de soldagem de 30 ciclos (Figura 1.20(a)), foi obtido um gráfico de microdureza (Figura 1.20 (b)), com detalhes da microestrutura (Figura 1.20 (c)) , e o aspecto do diagrama TTT calculado para o aço IF. (Figura 1.20 (d)) . A natureza equiaxial dos grãos na lente de solda é considerada devido ao efeito de forjamento decorrente da pressão dos eletrodos. O crescimento colunar fora da zona forjada se dá na direção do fluxo de calor.

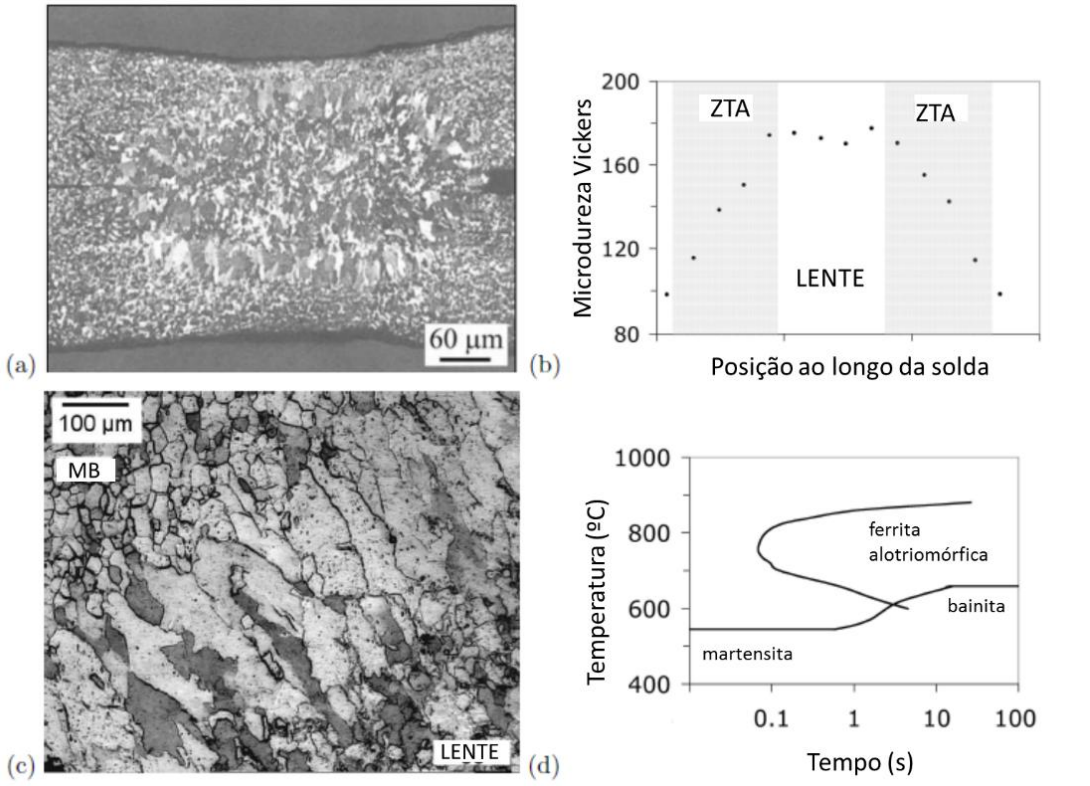


Figura 1.20 – (a) Micrografia da soldagem com aço IF. (b) Microdureza. (c) Detalhe das regiões da solda. (d) Diagrama TTT (Fonte: Bhadeshia, 2010, modificado).

Bhadeshia (2010) descreve o metal de solda como formado por grãos equiaxiais de ferrita alotriomórfica, na região central da lente, circundados por grãos colunares característicos do sentido de resfriamento do metal, conforme mostrado na Figura 1.21. Porém tal descrição diverge de outra metalografia de solda com aço IF, mostrada na Figura 1.20, sendo que o autor descreve a zona fundida sendo formada de ferrita semi-poligonal, bainita e ferrita de Widmanstätten.

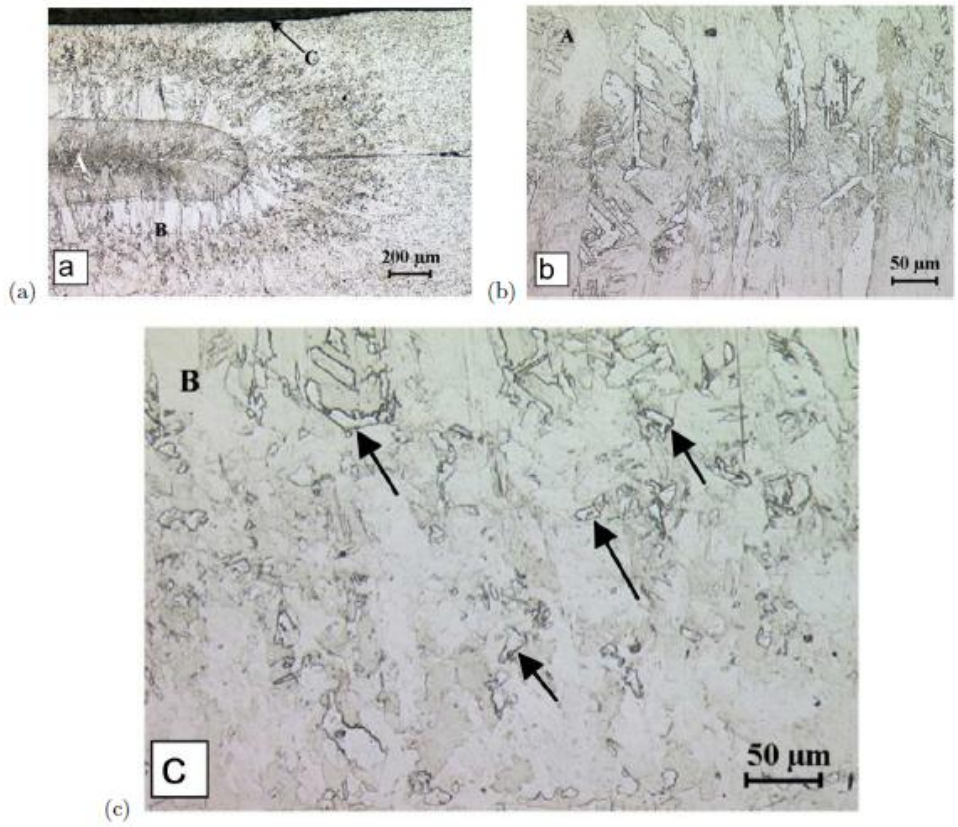


Figura 1.21 – (a) Regiões caracterizadas: A– ZF, B – ZTA, C– indentação. (b) ZF. (c) ZTA, com indicação da ferrita alotriomórfica (Fonte: Bhadeshia, 2010).

1.4 TENSÕES RESIDUAIS

Tensões residuais são tensões autoequilibradas existentes nos materiais em condições de temperatura uniforme e sem carregamento externo (MACHERAUCH & KLOOS, 1987). Podem ser classificadas quanto à sua escala de atuação em três categorias MACHERAUCH & KLOOS (1987), WITHERS & BHADESHIA (2001):

- Tensões residuais de 1ª ordem: também denominadas macrotensões, apresentam homogeneidade em grandes regiões de um material,

- Tensões residuais de 2ª ordem: também denominadas microtensões ou tensões intergranulares, ocorrem a nível de escala de dimensões de grãos, sempre ocorrendo em materiais policristalinos.

- Tensões residuais de 3ª ordem: São as submicrotensões que ocorrem a nível atômico, por exemplo nas interfaces coerentes ou em regiões de discordâncias.

Withers e Bhadeshia (2001) ressaltam que as tensões residuais do tipo II e III não são significativas na influência da vida de fadiga de um componente, ao contrário das tensões residuais do tipo I. A escala de atuação dos diferentes graus de tensões residuais é demonstrada na Figura 1.22.

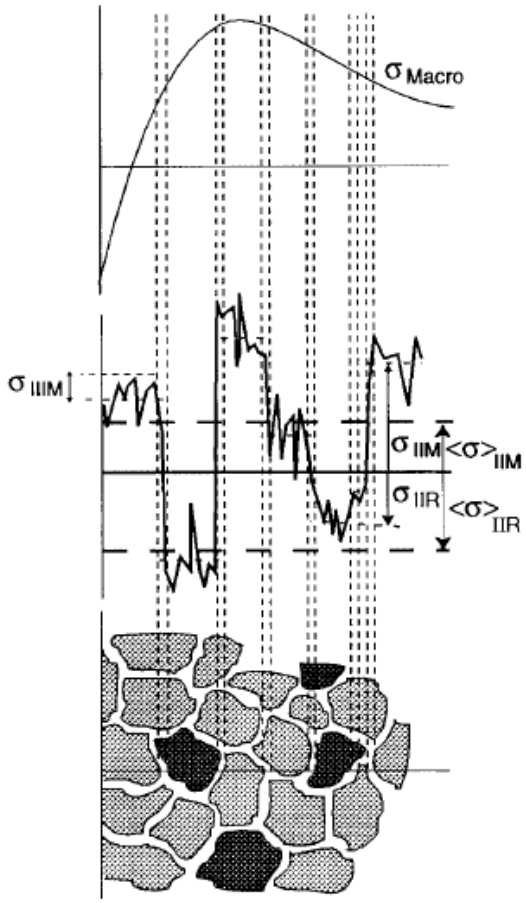


Figura 1.22 – Escala de ação dos tipos de tensão residual (Fonte: Withers e Bhadeshia, 2001).

O conhecimento do estado das tensões residuais oriundas dos diferentes processos de fabricação é de grande importância, pois sua existência, magnitude e sentido de atuação podem gerar uma falha não prevista no projeto da estrutura. Elas podem ser prejudiciais quando reduzem a tolerância de um material a uma força aplicada externamente, como no caso de uma junta soldada (WITHERS & BHADESHIA, 2001).

Numa junta soldada, essas mesmas forças de expansão e contração atuam no metal de solda e no metal base. O metal de solda fundido está em sua máxima expansão. No resfriamento, ele tenta contrair para um volume que ocuparia normalmente em baixa temperatura, mas é impedido pelo metal base adjacente. Devido a isso, tensões surgem na solda e no metal base adjacente, já que o metal fundido tende a contrair, entretanto é impedido pelo metal base. Neste momento, o material da solda escoa, pois com o resfriamento surgem tensões térmicas devido à restrição imposta pelo metal base. As tensões que excedem o limite de escoamento causam a plastificação do material, impedindo as regiões não plastificadas de retornar à sua posição inicial. Quando o metal de solda atinge a temperatura ambiente (considerando a completa restrição do metal base), ele conterá tensões internas de magnitude similar ao limite de escoamento do material. Se as restrições são removidas, as tensões residuais são parcialmente aliviadas e irão causar o movimento do metal base, levando à distorção da amostra soldada.

Zinn & Scholtes (2002) ressaltam a importância do estudo das tensões residuais, pois elas podem levar a certas consequências:

- Dependendo da magnitude e sinal, as tensões residuais podem se somar às tensões do carregamento externo, podendo gerar falha do material, tais como escoamento ou deformações excessivas;
- Formação de trincas, ou influência no aumento de trincas existentes, com consequente risco de fratura frágil;
- Influência na resistência à fadiga e vida de fadiga (dependendo da natureza, as tensões residuais podem ter tanto efeito benéfico quanto deletério);
- Influência na estabilidade elástica (isso decorre dos processos de laminação de perfis estruturais que são utilizados como colunas);
- Influência na sensitividade à corrosão;
- Influência na distorção dos componentes.

Segundo Masubuchi (1980), as tensões residuais podem ser classificadas de acordo com seu modo de formação:

- Tensões surgidas devido à incompatibilidade estrutural;
- Tensões surgidas devido à distribuição desigual de deformações não elásticas, incluindo deformações plásticas e térmicas.

1.5 TENSÕES RESIDUAIS NA SOLDAGEM

As tensões residuais são intrínsecas aos processos de soldagem e decorrem basicamente dos fenômenos de contração durante o resfriamento, dos gradientes no resfriamento através da espessura e das transformações de fases metalúrgicas (ZINN & SCHOLTES, 2002).

1.5.1 Tensões residuais de contração

No processo de contração impedida ocorre o surgimento das tensões residuais. Este processo acontece quando regiões vizinhas são diferentemente aquecidas e resfriadas durante a soldagem. O princípio básico é que volumes aquecidos contraem durante o processo de resfriamento, de acordo com seu coeficiente de dilatação térmico e diferença de temperatura. É assumido que os volumes fundidos não exercem forças nos volumes vizinhos. Se a contração não está impedida, as tensões térmicas relaxam completamente e nenhuma tensão residual permanece depois do resfriamento até a temperatura ambiente (ZINN & SCHOLTES, 2002).

1.5.2 Tensões residuais devido ao resfriamento diferenciado

Particularmente, no caso de chapas grossas, diferenças de temperatura consideráveis são criadas entre a superfície e as camadas internas da junta soldada durante o processo de resfriamento. As tensões residuais térmicas resultantes podem exceder o limite de escoamento do material, resultando em deformações plásticas. Obviamente, essas deformações plásticas não–homogêneas levam a

tensões residuais após o resfriamento. Se nenhum outro processo estiver ativo, tensões residuais de compressão na superfície são esperadas (ZINN & SCHOLTES, 2002).

1.5.3 Tensões residuais devido às transformações de fases

Por fim, Zinn & Scholtes (2002) citam as tensões residuais que ocorrem durante o processo de resfriamento do cordão de solda, onde transformações de fases metalúrgicas ocorrem localmente. A não–homogeneidade dos processos de transformação, que é um pré-requisito para a formação de tensões residuais, pode ser atribuída a várias razões, por exemplo, diferentes temperaturas de pico durante o processo de soldagem, diferentes velocidades de resfriamento, ou mudanças da composição química local.

No caso dos aços, transformações de austenita para ferrita, bainita ou martensita são acompanhadas de aumento do volume. Consequentemente, são sempre esperadas tensões residuais compressivas em volumes transformados se as transformações ocorrem simultaneamente e alteram as tensões residuais nos volumes adjacentes.

Processos de contração e transformação se sobrepõem e, a quantidade e o sinal das tensões residuais dependem fortemente da faixa de temperatura na qual a transformação ocorre.

1.6 DISTRIBUIÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS NA SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA A PONTO

A análise das tensões residuais na soldagem a ponto tem sido efetivada por alguns autores, tanto experimentalmente, quanto por simulação numérica, podendo–se destacar a seguir os trabalhos de Nodeh *et al.*(2008), Florea *et al.*(2012), e Raath *et al.*(2017).

As tensões residuais sempre foram um item de atenção para os projetistas. Na solda por resistência vários autores estudaram seu efeito, utilizando modelagem

por elementos finitos e/ou procedimentos experimentais. Podem ser citados os trabalhos de NODEH *et al.* (2008), FLOREA *et al.* (2012), RAATH *et al.* (2017), ANASTASSIOU *et al.* (1990); AFSHARI *et al.* (2016); COLOMBO *et al.* (2020); e AO *et al.* (2020).

Nodeh *et al.* (2008) fizeram simulação numérica e medição por difração de raios–X, em amostras soldadas de aço IF, destacando–se as seguintes conclusões:

– Boa correlação entre os dados medidos experimentalmente e calculados numericamente;

– As tensões residuais circunferenciais são trativas no centro da lente de solda, tendendo a se tornarem compressivas na borda da junta, conforme Figura 1.23. Quanto às tensões residuais radiais, foi notado o mesmo comportamento, conforme Figura 1.24.

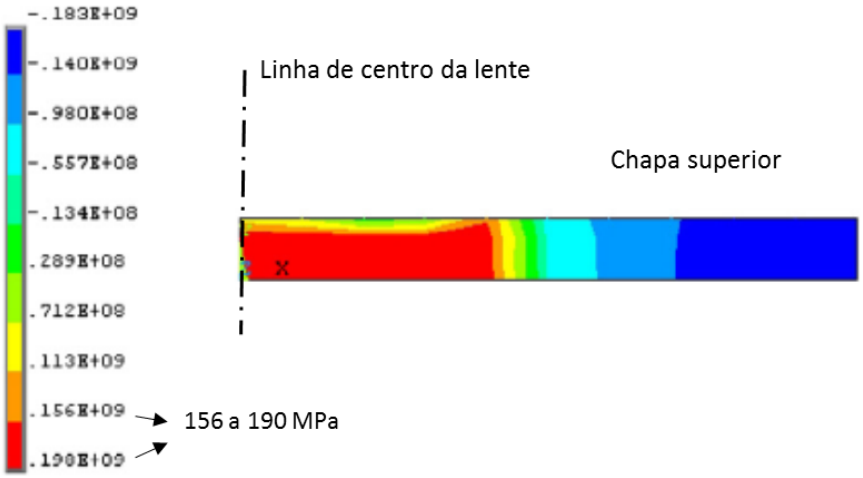


Figura 1.23 – Tensões residuais circunferenciais (Fonte: Nodeh *et al.*, 2008, modificado)

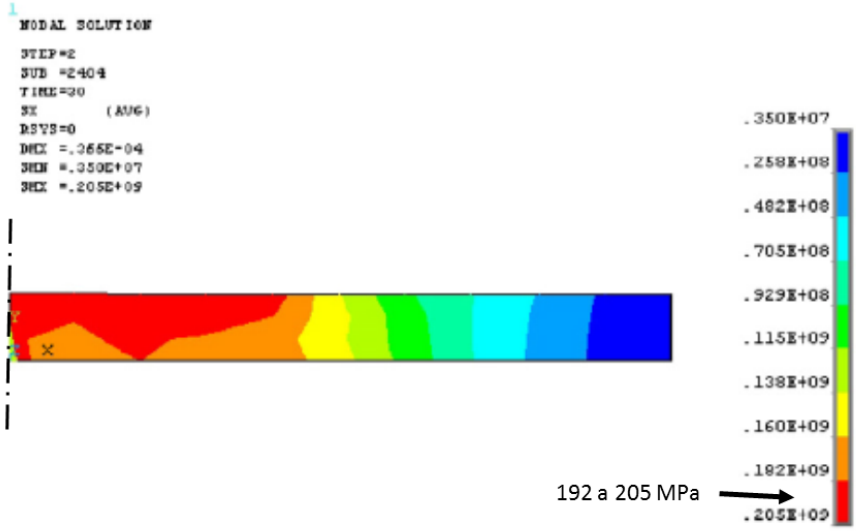
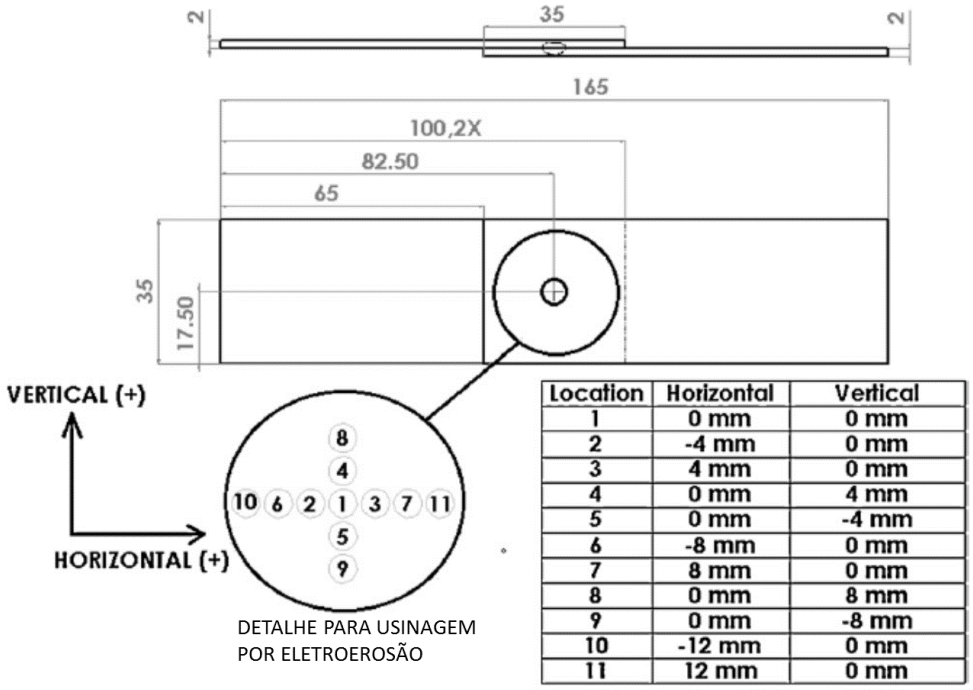


Figura 1.24 – Tensões residuais radiais (Fonte: Nodeh *et al.*, 2008, modificado).

Sendo o aço utilizado com tensão de escoamento de 250 MPa à temperatura ambiente, nota–se que as tensões residuais ficam abaixo desse valor.

Florea *et al.* (2012) fizeram a medição de distribuição de tensões residuais em solda de chapas de liga de alumínio 6061–T6 por difração de nêutrons, usando amostras conforme Figura 1.25.



Location	Horizontal	Vertical
1	0 mm	0 mm
2	-4 mm	0 mm
3	4 mm	0 mm
4	0 mm	4 mm
5	0 mm	-4 mm
6	-8 mm	0 mm
7	8 mm	0 mm
8	0 mm	8 mm
9	0 mm	-8 mm
10	-12 mm	0 mm
11	12 mm	0 mm

Figura 1.25 – Desenho dimensional das amostras (Fonte: Florea *et al.*, 2012, modificado).

Como conclusão, Florea *et al.* (2012) chegaram aos seguintes desdobramentos:

– A variação de tensões residuais ao longo da espessura da junta é insignificante, desta forma a medição de tensões residuais poderia ser feita por outros métodos mais práticos e menos custosos que a difração de nêutrons, por exemplo a difração de raios–X.

– O valor máximo de tensões residuais normais não excedeu 50% da tensão de escoamento do metal base;

Raath *et al.* (2017) pesquisaram o efeito dos parâmetros de soldagem no aço ao boro (22MnB5) nas tensões residuais, utilizando o método de difração de nêutrons, assim como também investigaram os níveis de tensões residuais no aço DP600, tendo preparado amostras considerando o eixo de coordenadas conforme a Figura 1.26.

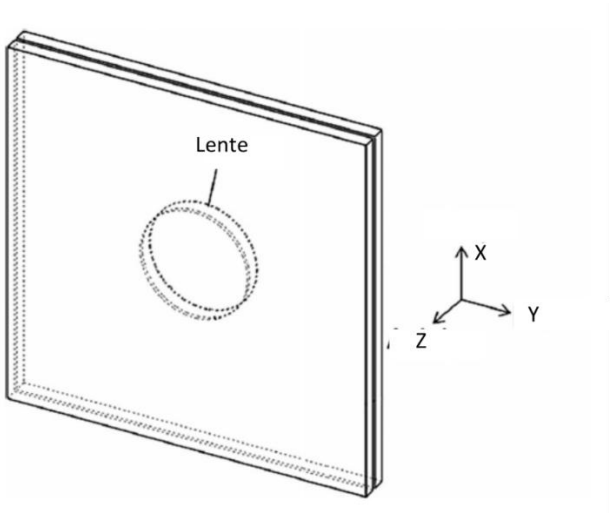


Figura 1.26 – Aspecto das amostras (Fonte: Raath *et al.*, 2017, modificado).

Na Figura 1.27, Raath *et al.* (2017) mostraram o resultado das medições de tensões residuais do aço ao boro nas direções x e y, assim como a dureza, para soldagem com o procedimento padrão.

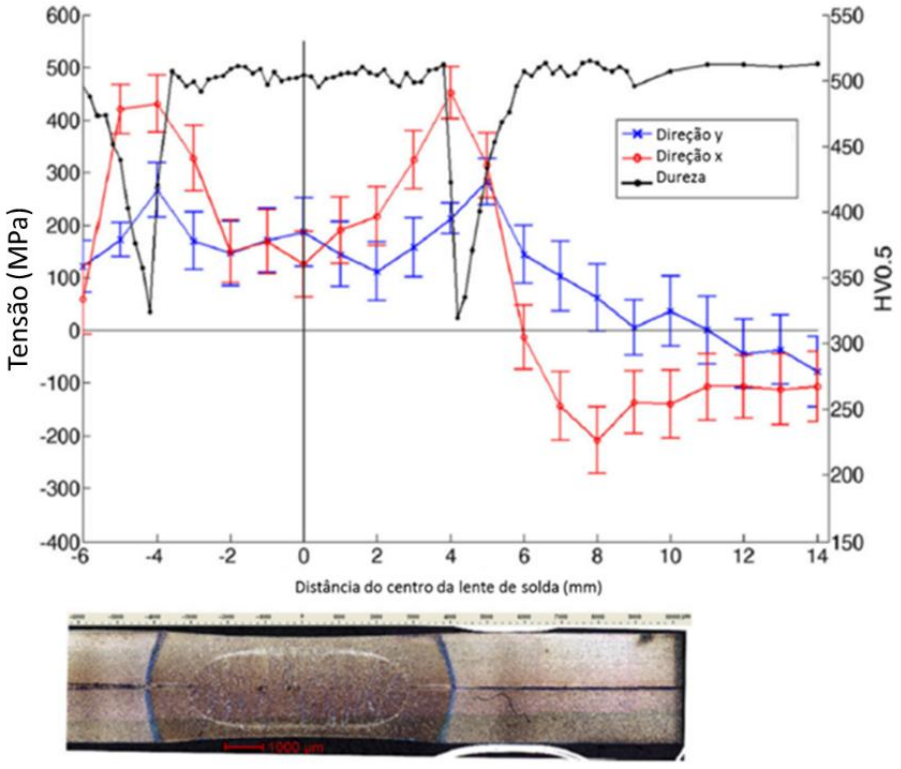


Figura 1.27– Tensões residuais e dureza (Fonte: Raath *et al.*, 2017, modificado).

Na Figura 1.28 é mostrado o resultado das medições de tensões residuais do aço ao boro nas direções x e y, assim como a dureza, para soldagem com o procedimento adaptativo.

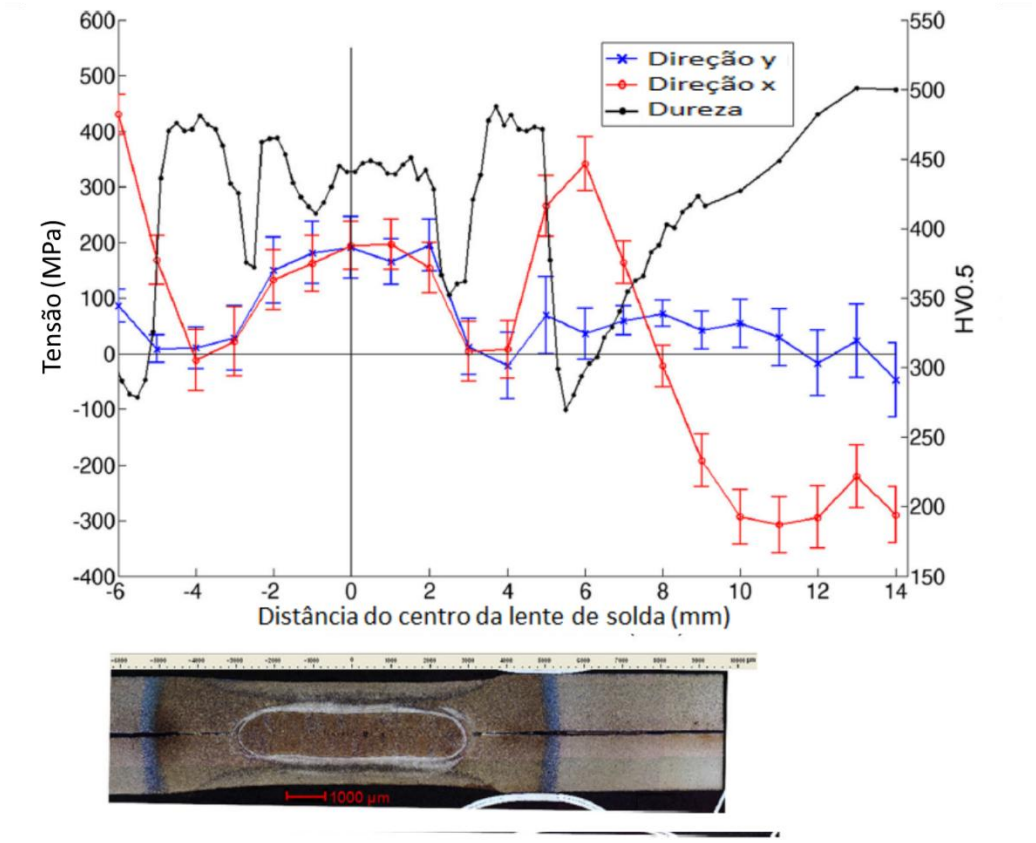


Figura 1.28– Tensões residuais e dureza (Fonte: Raath *et al.*, 2017, modificado)

Na Figura 1.29 é mostrado o resultado das medições para soldagem com o procedimento padrão. Os resultados indicam o aparecimento de tensões trativas na lente e na ZTA, alternando para tensões compressivas no metal base. Ocorre também uma correlação entre as microdurezas e as tensões residuais.

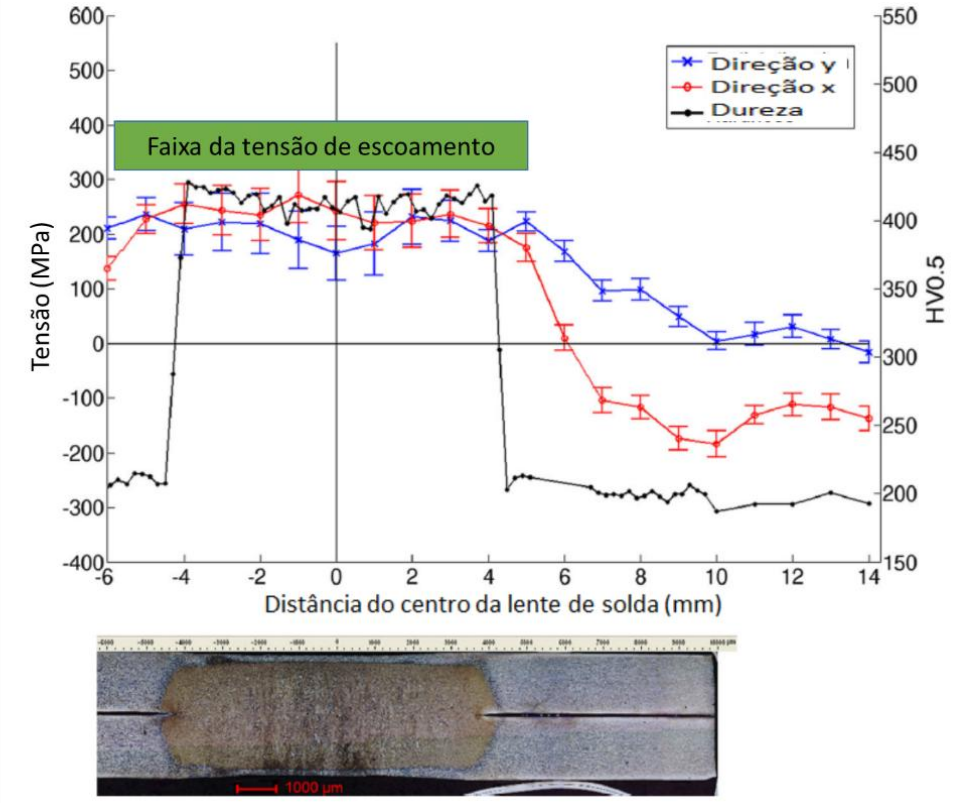


Figura 1.29 – Tensões residuais e dureza (Fonte: Raath *et al.*, 2017, modificado).

Anastassiou *et al.* (1990) utilizaram difração por raios–X para avaliar o nível de tensões residuais em juntas soldadas em aço de baixo carbono. Foram executadas medições tanto na superfície (Figura 1.30), quanto em profundidade (Figura 1.31). Os resultados mostram um padrão típico de distribuição de tensões residuais, com a região central da zona fundida apresentando alto nível de tensões trativas, decrescendo rapidamente para tensões compressivas conforme aumento da distância do centro da lente.

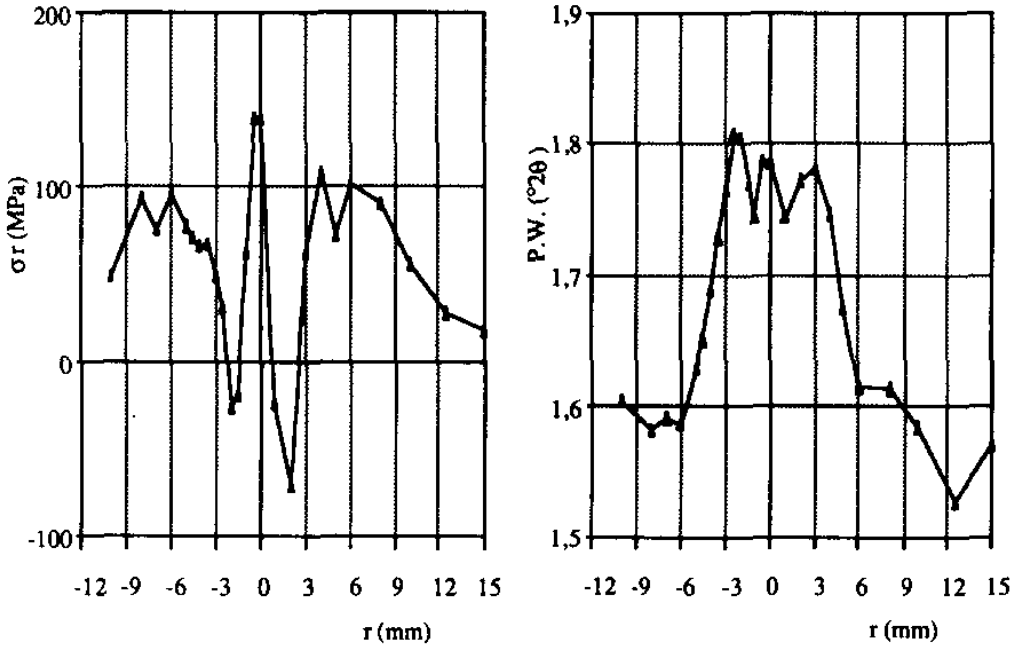


Figura 1.30 – Perfil de tensões residuais radiais na superfície e picos de difração (Fonte: Anastassiou *et al.*, 1990).

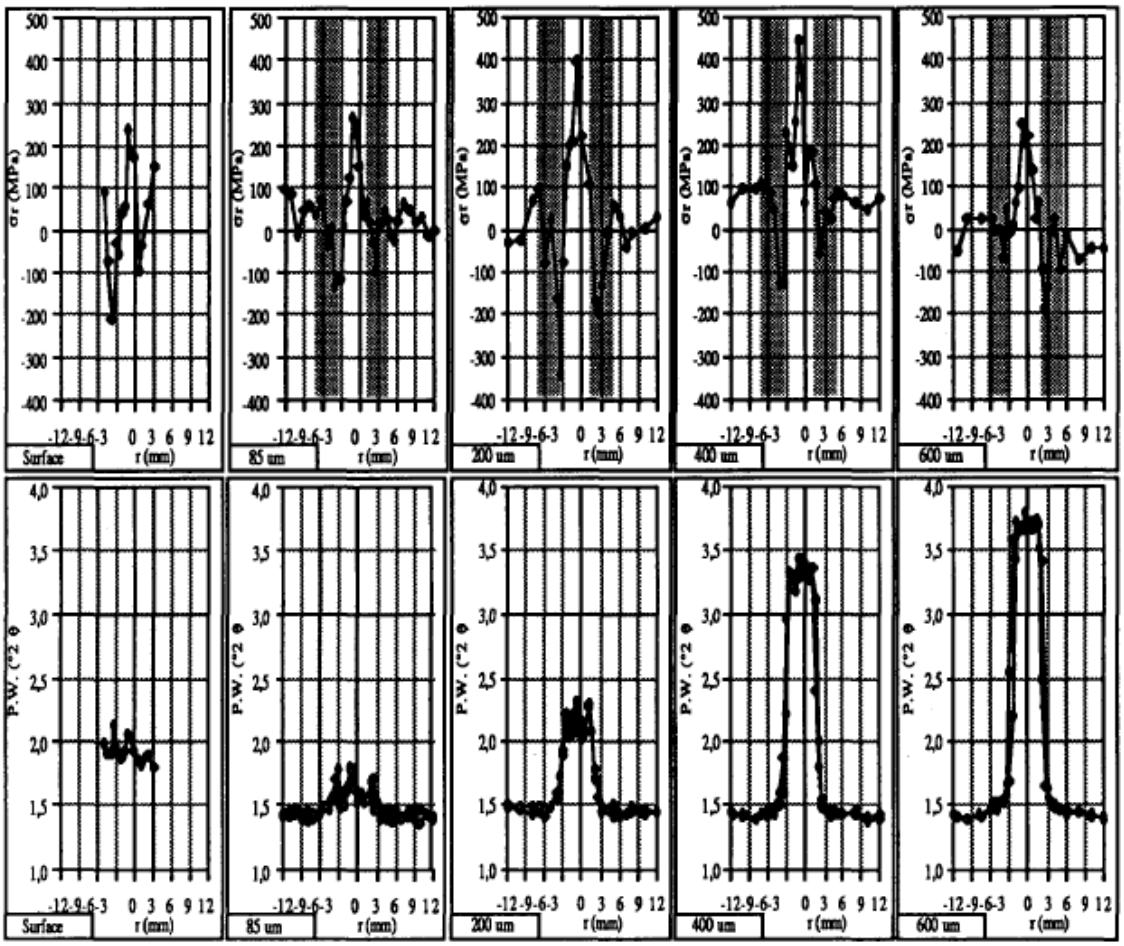


Figura 1.31 – Tensões residuais em profundidade (Fonte: Anastassiou *et al.*, 1990).

Afshari *et al.* (2016) estudaram o nível de tensões residuais em juntas de alumínio 6061–T6, tanto numericamente quanto experimentalmente, utilizando difração de raios–X. Foram preparadas juntas, conforme croqui da Figura 1.32.

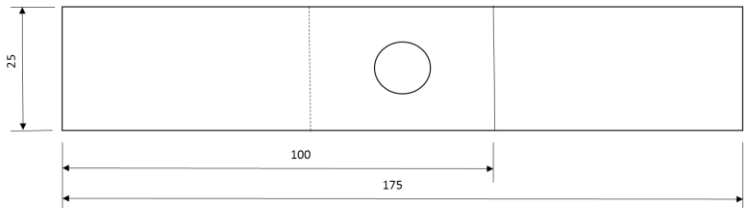


Figura 1.32 – Aspecto da amostra, cotas em mm. (Fonte: Afshari *et al.*, 2016).

A Figura 1.33 apresenta os pontos de medição experimental que os autores usaram a Tabela 1.2 demonstra a comparação dos resultados obtidos.

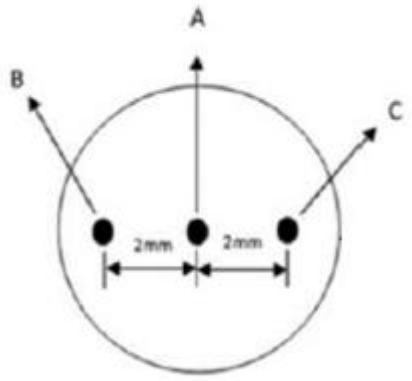


Figura 1.33 – Pontos definidos para medição das tensões residuais na superfície da lente de solda (Fonte: Afshari *et al.*, 2016).

Tabela 1.2 – Comparação dos resultados experimentais e numéricos. (Fonte: Afshari *et al.*, 2016).

	Experimental (MPa)		**MEF (MPa)**		**Erro (%)**	
Amostra	Ponto A	Média Pontos B e C	Ponto A	Média Pontos B e C	Ponto A	Média Pontos B e C
Nº1	38,4	77,8	41	87	6,77	11,9
Nº2	86,2	106,9	68	111,3	21	4,2

Em função da boa correlação dos dados experimentais com os obtidos por simulação numérica, Afshari *et al.* (2016) concluíram que o método dos elementos finitos é uma ferramenta de grande valia na avaliação do processo de soldagem por

resistência.

Colombo *et al.* (2020) investigaram a evolução de tensões residuais em soldas por ponto executadas com aços TWIP (*Twinning Induced Plasticity* - plasticidade induzida por maclação*)*. Utilizando o processo de difração de raios-X, compararam a variação de tensões residuais de soldas executadas com diferentes aportes térmicos, e com diferentes deformações pré-soldagem e tratamento térmico pós soldagem, sendo o esquema geral do trabalho apresentado na Figura 1.34.

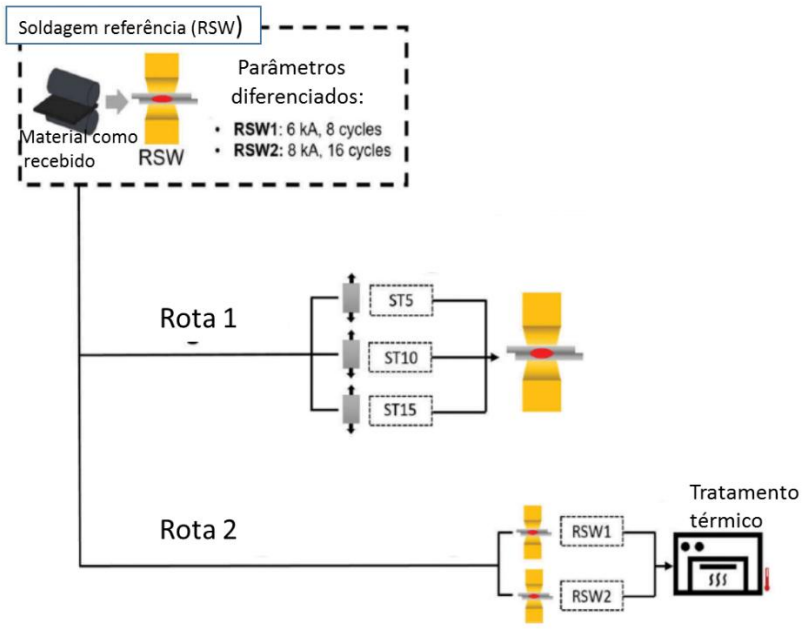


Figura 1.34 – Esquema dos testes experimentais. (Fonte: Colombo *et al.*, 2020, modificado).

Como mostrado na Figura 1.34, foi preparada determinada quantidade de dois tipos de amostras de referência, denominadas RSW1 e RSW2, soldadas com diferentes valores de corrente e tempo de soldagem, com as chapas de aço TWIP como recebidas do fornecedor. Uma parte do experimento, denominada Rota 1, consistiu em submeter as peças a serem soldadas a diferentes graus de deformação plástica uniaxial, realizadas em máquina de ensaio de tração, e

subsequente soldagem. Tais peças foram denominadas ST5, ST10 e ST15, correspondentes respectivamente à alongamentos percentuais de 5%, 10% e 15%.

Outra parte do experimento consistiu em submeter parte das amostras de referência, a um tratamento térmico para alívio de tensões. Os pontos para medições das tensões residuais (TR) estão mostrados na Figura 1.35.

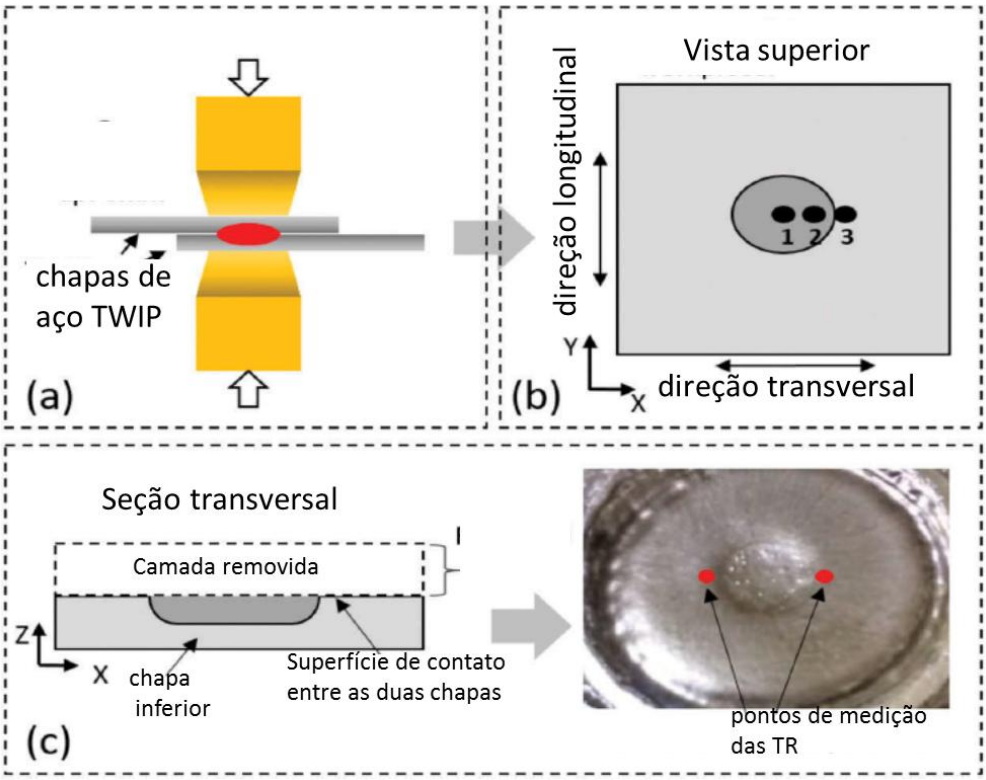


Figura 1.35 – Esquemas: (a) soldagem das chapas (b) indicação dos pontos para medição das TR na superfície da solda (c) pontos de medição na interface entre chapas (Fonte: Colombo *et al.*, 2020, modificado).

Na Figura 1.35 é apresentada a disposição dos pontos previstos para a medição das TR nas amostras da Rota 1, sendo que na Figura 1.35(b) está disposto o arranjo dos pontos na superfície da junta, e na Figura 1.35(c) são mostrados os pontos correspondentes ao centro da lente (interface entre as chapas), após

remoção de material por eletropolimento. A medição das tensões residuais foi realizada por difração de raios – X, pelo método do $sen^2\psi$.

Na Figura 1.36 são mostrados os resultados das medições de tensões residuais nas amostras da Rota 1.

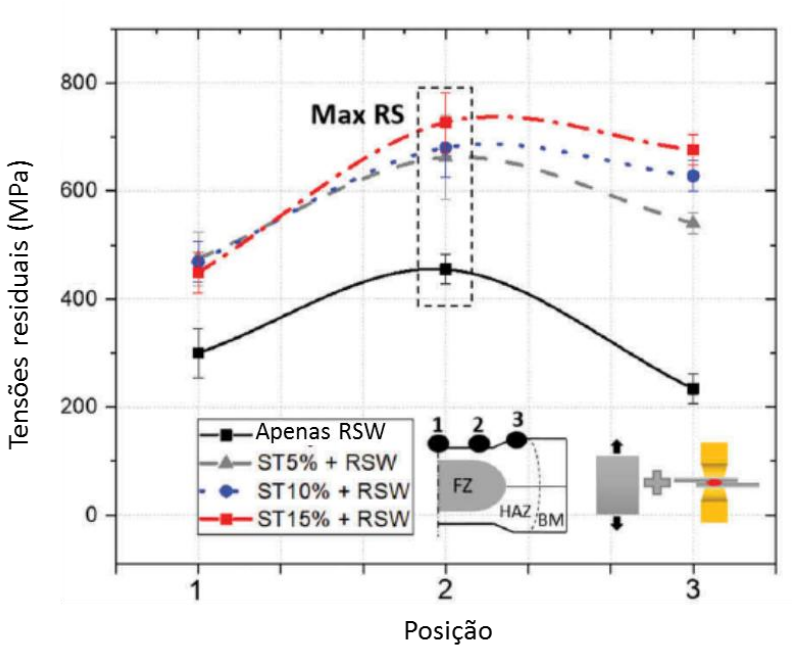


Figura 1.36 – Tensões residuais medidas nas amostras da Rota 1. (Fonte: Colombo *et al.*, 2020, modificado).

A Figura 1.37 apresenta a comparação de medições no ponto 2, das amostras da Rota 1, na superfície e no centro do metal de solda. Em todas as condições de encruamento as tensões residuais na superfície são maiores do que as medidas a zona fundida.

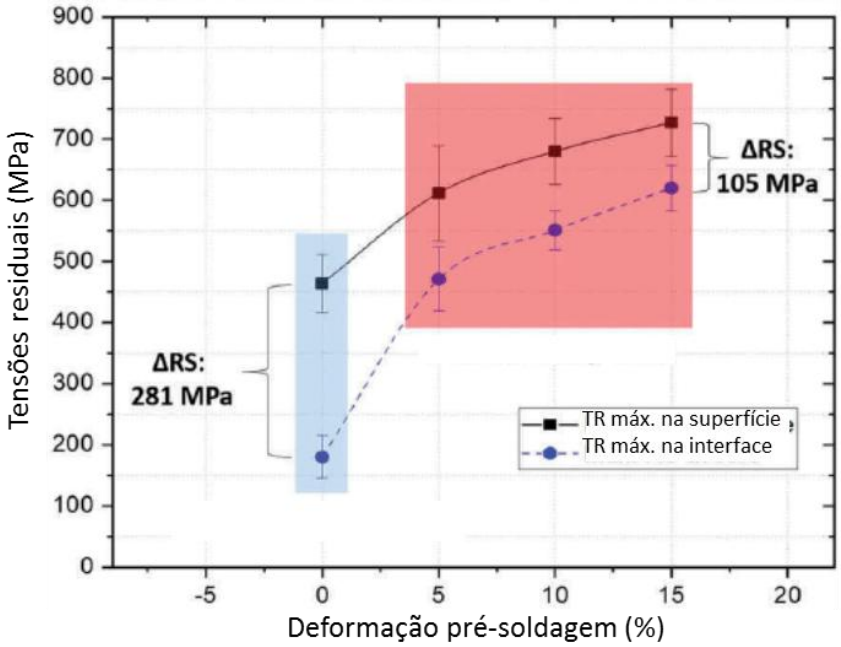


Figura 1.37 – Tensões residuais medidas nas amostras da Rota 1. (Fonte: Colombo *et al.*, 2020, modificado).

A Figura 1.38 apresenta as tensões residuais medidas nas amostras da Rota 2.

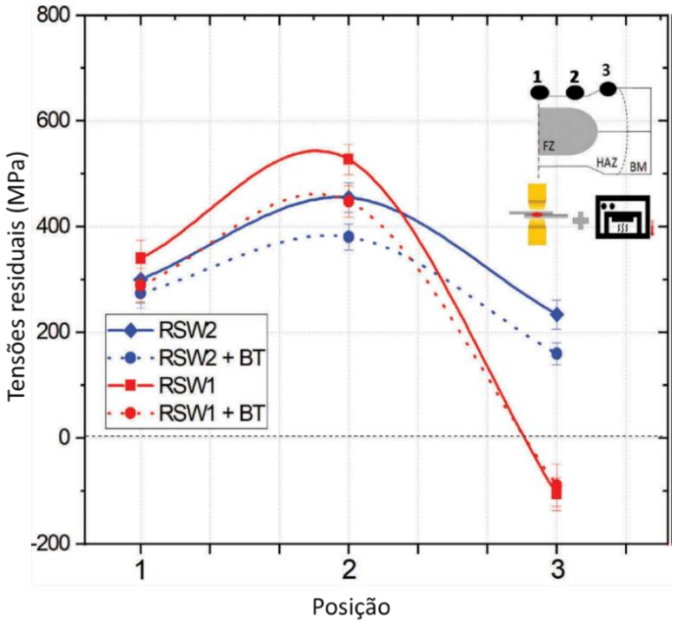


Figura 1.38 – Tensões residuais medidas nas amostras da Rota 2. (Fonte: Colombo *et al.*, 2020, modificado).

Nas conclusões de seus experimentos, Colombo *et al.* (2020) destacaram:

- Quanto mais alto o nível de encruamento das peças antes da soldagem, maior é a variação de dureza do metal base para a zona fundida;

- Quanto maior deformação plástica houver antes da soldagem das peças, mais trativas serão as tensões residuais pós-soldagem, tanto na superfície quanto na zona fundida;

- O tratamento térmico realizado nas juntas soldadas da Rota 2 induzem uma relaxação de tensões residuais, conforme demonstrado na Figura 1-38.

- Em ambas as simulações de manufatura (Rota 1 e Rota 2), o perfil das tensões residuais é determinado pelo processo de soldagem;

- A contribuição das tensões residuais, em cada etapa de um processo de fabricação, deve ser considerada.

Ao *et al.* (2020) realizaram investigações de tensões residuais em soldas de aço inoxidável 0Cr18Ni9 tanto na superfície da solda quanto na região fundida, após o corte transversal da lente. Utilizando difração por raios -X, porém pelo método denominado cos α, verificaram que as tensões residuais na superfície são trativas, tendo magnitude maior na região da lente de solda e tendendo a uma diminuição conforme as medições se afastam da região soldada (Figura 1.39).

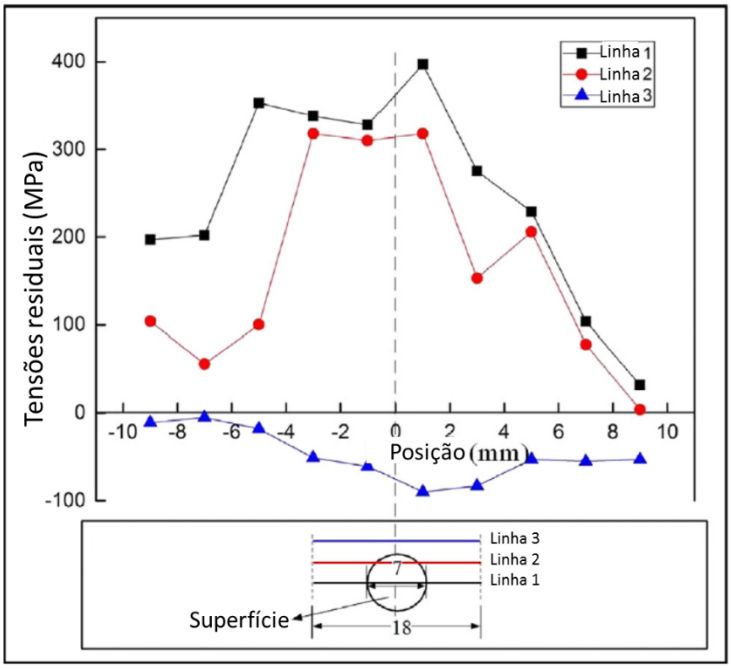


Figura 1.39 – Medições de tensões residuais na superfície. (Fonte: Ao *et al.*, 2020, modificado).

Nazari *et al.* (2021) investigaram os efeitos dos parâmetros de soldagem nas tensões residuais de solda por resistência de liga AZ31 e notaram que quanto maior a corrente e tempo de soldagem menor as tensões residuais, aumentando a força do eletrodo notaram que as tensões residuais aumentam, e aumentando o tempo de espera, ocorre um pico de tensões residuais.

1.7 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NOS METAIS

1.7.1 Importância do estudo das discordâncias

O estudo do comportamento das discordâncias em um material justifica-se por pelo menos três diferentes aspectos das propriedades mecânicas dos cristais (BARRET *et al.*, 1973):

Deformação plástica: o movimento de discordâncias tem importante papel, pois com exceção de alguns casos, toda deformação permanente do material é resolvida em termos de movimento de discordâncias;

Resistência: o aumento da resistência ao escoamento do material é gerado pelo bloqueio do movimento das discordâncias, logo materiais com diferentes resistências podem ser projetados com a utilização de mecanismos que alterem a mobilidade das discordâncias;

Fratura: O agrupamento de discordâncias em determinada região pode gerar concentração de tensões suficiente para iniciação de uma trinca.

Um parâmetro utilizado para mensurar o grau de resistência em um metal deformado é a densidade de discordâncias ρ, definida como o comprimento total de todas as linhas de discordância em um volume unitário, resultando em unidades de comprimento L na forma [L/L³] ou [L^{-2}] (REED–HILL *et al.* (2009)).

1.7.2 Deformação plástica em materiais multicristalinos, na presença de heterogeneidades

A deformação do material em metais aumenta a formação de discordâncias, o movimento e a acumulação delas. O endurecimento do material é proveniente da acumulação de discordâncias. As discordâncias que ocorrem em regiões de deformação plástica uniforme e de forma aleatória são denominadas discordâncias estatisticamente acumuladas (SSD – *statistically stored dislocations*). As discordâncias que aliviam as incompatibilidades de deslocamento em um policristal causadas por gradientes de deformação plástica são referenciadas como discordâncias geometricamente necessárias (GND – *geometrically necessary*

dislocations). A existência das GNDs causa armazenamento adicional de defeitos cristalinos e aumenta a resistência à deformação atuando como obstáculos para as SSDs. Al–Rub e Faruk (2010) também ressaltam que GNDs e SSDs não são similares desde que ambos são diferentes por natureza. As GNDs são originadas em função de acomodação de gradientes de deformação decorrentes da curvatura da rede cristalina. ASHBY (1970), AL–RUB & FARUK (2010), KONIJNENBERG *et al.*(2015).

As GNDs são criadas para acomodar os gradientes de deformação que surgem devido à não-homogeneidade do material. Tais GNDs contribuem para o endurecimento do material. As SSDs, como já citado, ocorrem na condição de deformação uniforme. Um exemplo de material não-homogêneo pode ser considerado um material policristalino. Na deformação de uma amostra do mesmo, o interior de cada grão deforma predominantemente por deslizamento simples, e no lado interno do contorno de cada grão ocorre rotação do reticulado cristalino e ocorrência de deslizamento secundário. A Figura 1.40 apresenta uma situação de tração uniaxial de um policristal ASHBY (1970).

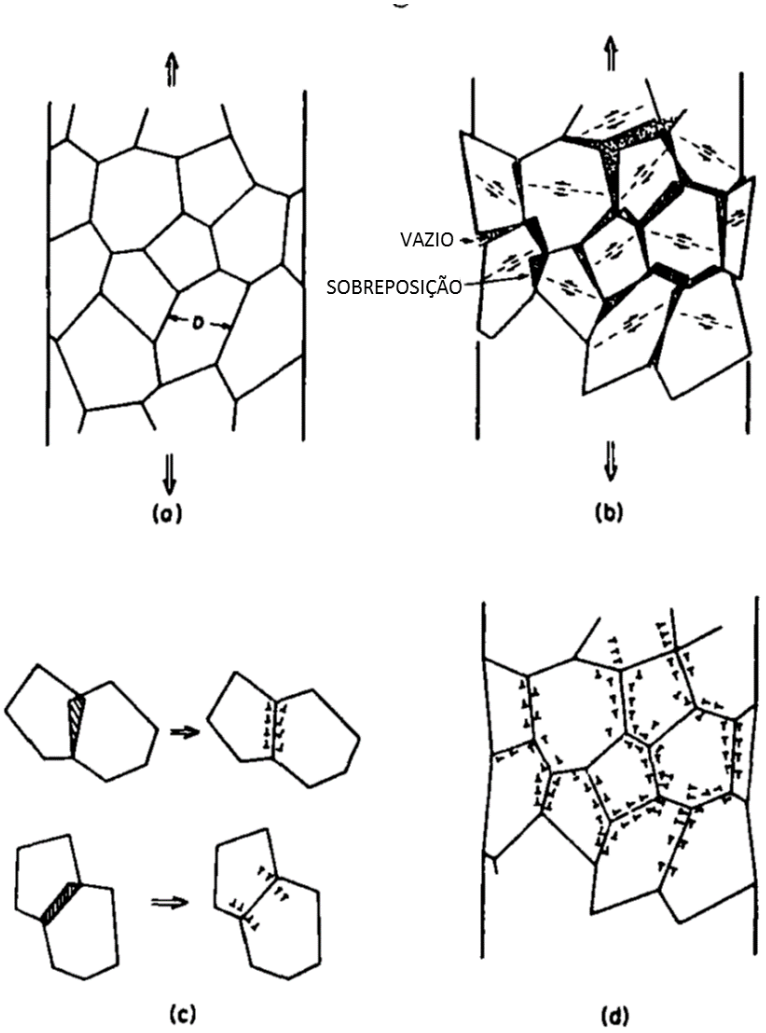


Figura 1.40 – Evolução de GNDs na tração simples (a) Aplicação inicial da tensão (b) deslocamento uniforme dos grãos (c) Ajuste de compatibilidade por GNDs (d) Aspecto final do policristal deformado (Fonte: Ashby, 1970, modificado).

A deformação de cada grão pode ser separada em uma deformação uniforme, que ocorre por deslizamento de um ou mais planos, e um conjunto de deformações locais e não-uniformes. Desta forma, durante a tração cada grão tende a ter uma deformação uniforme conforme Figura 1.40(b), resultando em sobreposição e vazios e relação a seus vizinhos (ASHBY, 1970).

Para estabelecer a compatibilidade de deslocamentos dos contornos de grão, visualizada na Figura 1.40(c), tensões de cisalhamento locais são introduzidas,

movimentando discordâncias de dentro para a fronteira dos grãos, ou de fora para dentro. Em ambos os casos, as discordâncias geradas são GNDs. O aspecto final do policristal deformado é mostrado na Figura 1.40 (d). (ASHBY, 1970).

As SSDs são características do material, isto é, da estrutura cristalina, do módulo de cisalhamento, da energia de falha de empilhamento, etc. As GNDs são características da microestrutura, ou seja, do arranjo geométrico e tamanho dos grãos e fases.

A Figura 1.41 apresenta o aumento das SSDs quando cobre unicristalino é submetido à deformação de tração. A área sombreada corresponde aos níveis de densidades de SSDs. Para pequenas deformações, a densidade total de discordâncias é influenciada principalmente pelas GNDs, sendo seu efeito minimizado conforme o nível de deformação plástica aumenta.

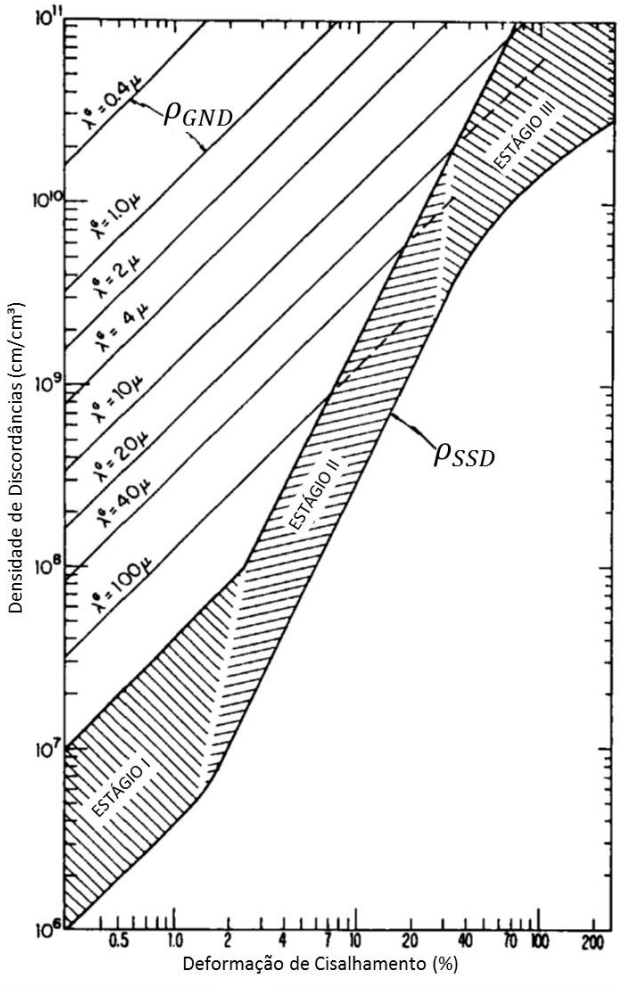


Figura 1.41 – Relação entre densidade de discordâncias e o percentual de deformação plástica em cristal puro de cobre (Fonte: Ashby, 1970, modificado).

Segundo Meyer *et al.* (2009), deformação plástica induzida por um processo de laminação é a origem da formação de campos de tensões residuais e aumento da densidade de discordâncias. Pode-se então inferir que qualquer região de um material que sofra deformação plástica, irá trazer aumento de tensões residuais e densidade de discordâncias.

Tekumalla *et al.* (2024) estudaram a influência das estruturas de discordâncias e tensões residuais em ligas manufaturadas aditivamente, o que é um dos mais estudados processos atualmente.

Zhou *et al.* (2024) conduziram testes de fluência para quatro amostras

diferentes de liga Al-Cu_Li com várias densidades de discordâncias, de modo a se obter um melhor entendimento na relação da densidade de discordâncias com a fluência multi-estágio. Microscopia eletrônica de transmissão também foi utilizada para exploração das discordâncias e precipitados ao longo do tempo de fluência. O comportamento da deformação por fluência, que foi afetado por diferentes densidades de discordâncias já existentes, foi então discutido baseado nos resultados microestruturais.

Long *et al.* (2007) conduziram investigações para analisar a evolução de estruturas de discordâncias e tensões residuais em juntas soldadas de aço SAE 1020, e a sua relação com o comportamento em fadiga. Chegaram à conclusão de que sob alta carga de fadiga, a densidade de discordâncias é mais alta nos extremos das juntas (metal base), implicando em deformação plástica significante nessa região. Porém sob baixa carga de fadiga, a densidade de discordâncias é baixa tanto nos extremos quanto na área da lente (metal de solda).

1.7.3 Efeito de escala de indentação (*Indentation Size Effect* – ISE)

Na teoria da plasticidade convencional, o comportamento do material é considerado independente da escala estudada. Ma e Clarke (1995) estudaram a variação da dureza de cristais de prata, observando, entre outras conclusões a tendência ao aumento da dureza em função da diminuição da carga de indentação.

. Este fenômeno é denominado como efeito de escala de indentação (ISE – *Indentation Size Effect*). A explicação sobre a ISE é feita com base em que grandes gradientes de deformação ocorrem na região de pequenas indentações criando GNDs que por sua vez causam um maior efeito de endurecimento (NIX & GAO, 1998).

Nix & Gao (1998) fizeram um estudo mostrando uma correlação entre medições de dureza e profundidade de indentação em cristais de cobre. Utilizando os resultados de indentação em cristais simples e policristais de cobre, Figura 1.42, realizados por McElhaney *et al.* (1998).

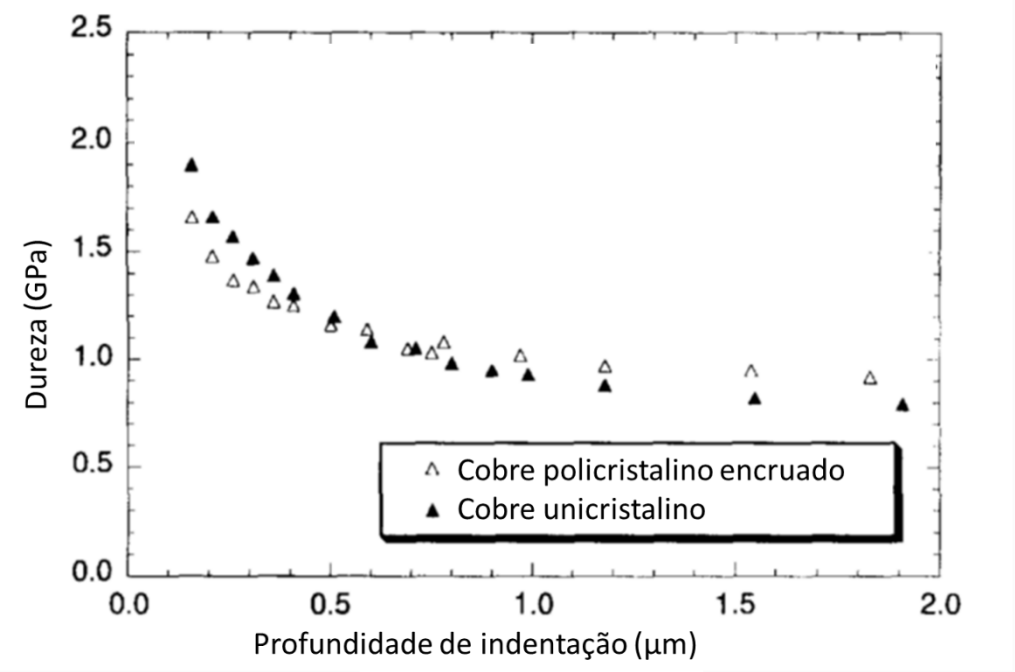


Figura 1.42 – Dependência da dureza em relação à profundidade de nanoindentação (Fonte: Nix&Gao., 1998, modificado).

Como contribuição recente feita a partir do modelo de Nix & Gao (1998), pode-se citar o trabalho de Mattuci *et al.* (2021), que aplicaram esse modelo para determinar o aumento da resistência macro em Ni irradiado a 120 º C.

A partir de considerações geométricas, Nix & Gao fizeram a correlação entre GNDs e geometria da região indentada, conforme Figura 1.43.

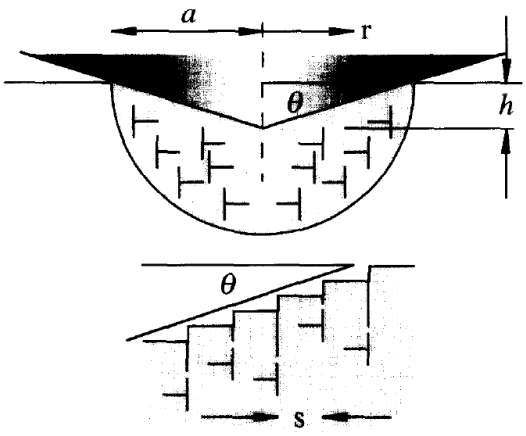


Figura 1.43 – GNDs criadas por um indentador cônico rígido. A estrutura das discordâncias é idealizada como circuitos (l*oops*) de discordâncias circulares.(Fonte: Nix e Gao, 1998)

As discordâncias circulares são consideradas com espaçamento idêntico entre si, podendo-se definir a relação demonstrada na Equação .

$$tan\theta = \frac{h}{a} = \frac{b}{s} \therefore s = \frac{ba}{h}, \quad (1.4)$$

Onde:

θ = ângulo entre a superfície do indentador cônico;

h = profundidade de indentação;

a = raio de contato;

s = espaçamento entre planos de deslizamento;

b = vetor de Burgers.

Sendo λ o comprimento total dos *loops*, então entre r e r+dr tem–se a relação apresentada na Equação (1.5).

$$d\lambda = 2\pi r \frac{dr}{s} = 2\pi r \frac{h}{ba} dr \quad (1.5)$$

$$\lambda = \int_0^a \frac{h}{ba} 2\pi r dr = \frac{\pi h a}{b} \quad (1.6)$$

Sendo os circuitos de discordâncias considerados contidos dentro do hemisfério definido pelo raio de contato:

$$V = \frac{2}{3}\pi a^3 \quad (1.7)$$

Dessa forma a densidade de GNDs é calculada pela relação na Equação (1.8).

$$\rho_G = \frac{\lambda}{V} = \frac{3h}{2ba^2} = \frac{3}{2bh} tan^2\theta \quad (1.8)$$

A relação de Taylor é aplicada para estimar a resistência à deformação e desse modo chegar à resistência ao cisalhamento.(escoamento), conforme a Equação (1.9).

$$\tau = \alpha G b \sqrt{\rho_T} = \alpha G b \sqrt{\rho_G + \rho_s} \quad (1.9)$$

Onde,

ρ_T= densidade total de discordâncias na região de indentação;

ρ_s = densidade de discordâncias estatisticamente armazenadas;

G = módulo de cisalhamento;

α = constante definida como 0,5 (varia entre 0,3 a 0,6)(Meyers&Chawla, 2009)

Considerando a aplicação do critério de Von Mises para início do escoamento (carga uniaxial):

$$\sigma = \sqrt{3\tau} \tag{1.10}$$

Conforme Tabor (1970), dois terços da pressão média de contato são considerados como pressão hidrostática, não produzindo deformação plástica, logo:

$$\frac{1}{3} \times H = \sigma \tag{1.11}$$

$$H = 3\sigma \tag{1.12}$$

Desta forma, as Equações podem ser reescritas com a seguinte relação:

$$\frac{H}{H_0} = \sqrt{1 + \frac{h^*}{h}} \tag{1.13}$$

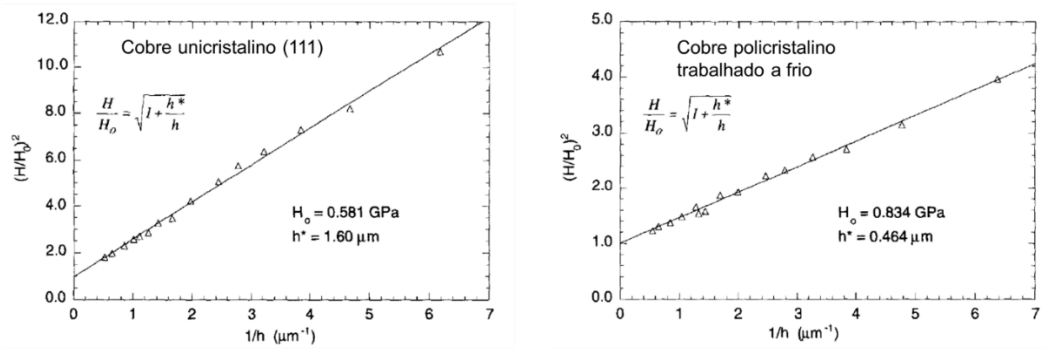
$$H_0 = 3\sqrt{3}\alpha G b \sqrt{\rho_s} \tag{1.14}$$

H_0 = dureza decorrente das discordâncias estatisticamente acumuladas, na ausência de GNDs;

$$h^* = \frac{81}{2} b\alpha^2 tan^2\theta \left(\frac{G}{H_0}\right)^2 \tag{1.15}$$

h* = dimensão que caracteriza a dependência da profundidade de indentação com a dureza

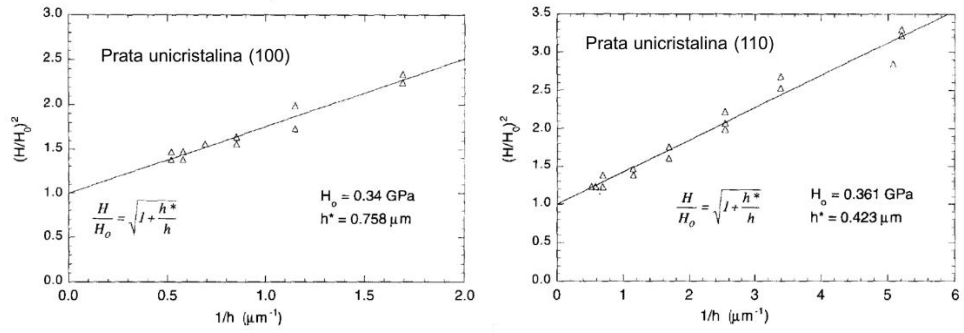
Nix & Gao (1998) demonstraram que existe relação linear para Equação (1.13), apresentando coerência com os dados experimentais, conforme Figura 1.44.



(A) (B)

Figura 1.44 – Dependência da dureza com a profundidade de indentação em cobre: (A) Cobre unicristalino, (B) cobre policristalino (Fonte: Nix & Gao, 1998, modificado).

Nix e Gao (1998) aplicaram seu modelo nos resultados de Ma e Clarke(1995), obtendo as retas ajustadas mostradas na Figura 1.45.



(A) (B)

Figura 1.45 – Dependência da dureza com a profundidade de indentação em cristais de prata: (A) Plano (100), (B) plano (110) (Fonte: Nix & Gao, 1998).

A formulação da Equação (1.15) para obtenção de h^* demonstrou boa correlação com os valores medidos, conforme demonstrado na Tabela 1.3.

Tabela 1.3 – Comparação entre valores medidos e calculados de *h** (Fonte : Nix & Gao, 1998, modificado).

Material	**H_0 (GPa)**	**h^* (μm) medido**	**G (GPa)**	**b (nm)**	**α**	**h^*.(μm) prev**
Cobre unicristalino	0,581	1,60	42	0,256	0,5	1,73
Cobre policristalino	0,834	0,464	42	0,256	0,5	0,84
Prata (100)	0,340	0,757	26,4	0,286	0,5	2,23
Prata (110)	0,361	0,432	26,4	0,286	0,5	1,98

Al-Rub e Faruk (2010) consideraram que os circuitos de GNDs circulares ocorrem também em uma região que vai além da circunscrita pela deformação do indentador, conforme indicado na Figura 1.46; tal região também é idealizada como um semi-hemisfério com raio c_p, e que guarda relação com o raio ”a" pelo fator f, gerando a Equação (1.16):

$$f = \frac{c_p}{a} \tag{1.16}$$

Logo a Equação (1.8) toma a seguinte configuração:

$$\rho_G = \frac{3}{2f^3bh} tan^2\theta \tag{1.17}$$

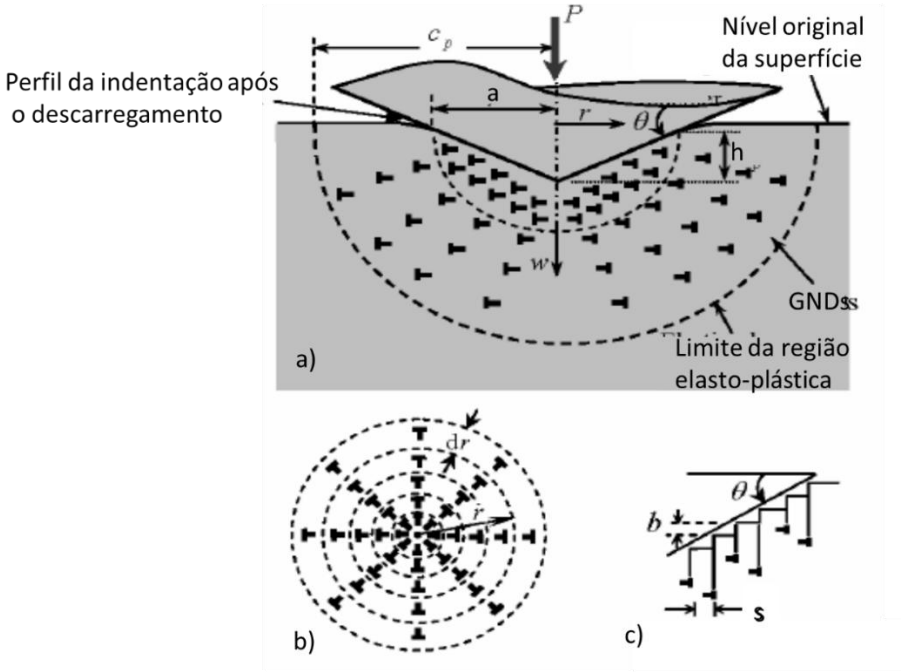


Figura 1.46 – Configuração de GNDs (a) Vista em perfil (b) Vista superior (c) detalhe do perfil (Fonte: Al-Rub e Faruk, 2010, modificado).

Graça *et al.* (2008) aplicaram o modelo de Nix e Gao em níquel cladeado num substrato de aço inox AISI 304, obtendo também uma relação linear da Equação (1.15), conforme a Figura 1.47 .

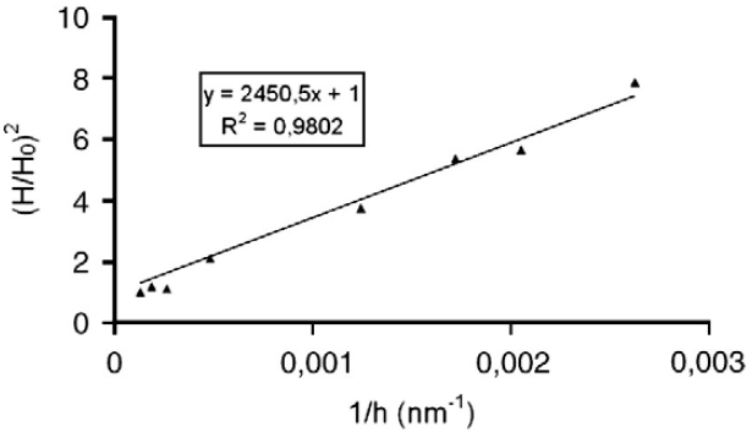


Figura 1.47 – Reta ajustada das medições de dureza de Ni. (Fonte: Graça *et al.*, 2008).

Ameri *et al.* (2017) demonstraram as regiões em que a ISE ocorre, para as fases ferrítica e austenítica do aço estudado, mostrado na Figura 1.48.

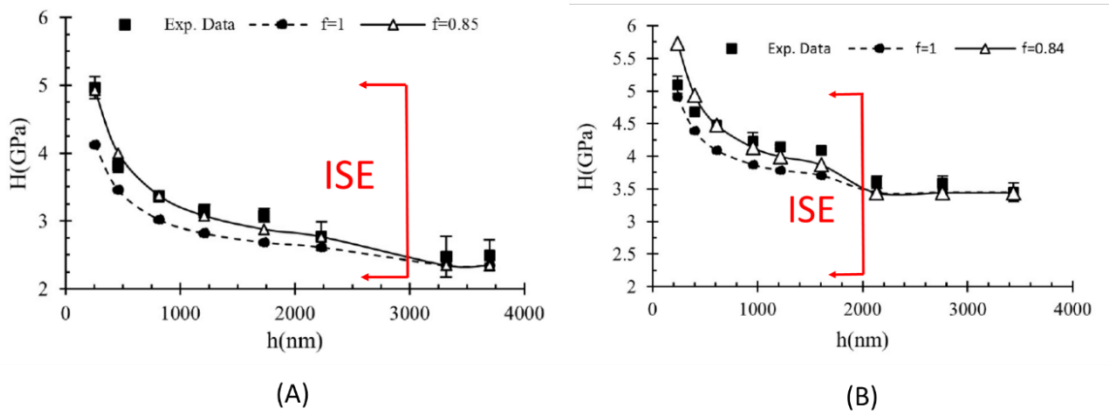


Figura 1.48 – Dureza x profundidade de indentação em (A) fase ferrítica e (B) fase austenítica do aço LDSS 2101 (Fonte: Ameri *et al.*, 2017, modificado).

Budiarsa *et al.* (2019) fizeram uma associação do efeito ISE com o fator n de encruamento do material, através de modelação de elementos finitos e procedimentos experimentais, obtendo valores coerentes.

1.7.4 Nanoindentação

Os experimentos dos autores citados anteriormente foram realizados com a utilização de nanoindentação, em função das profundidades extremamente pequenas (ordem de poucos micrômetros ou menos). Em relação a esse tipo de ensaio, Broitman (2017) descreveu o processo como sendo a realização de uma contínua deformação no material com um indentador, sendo que o deslocamento h e carga P são continuamente monitorados, e é possível a avaliação do nível de deformações plástica e elástica, conforme Figura 1.49 e Figura 1.50.

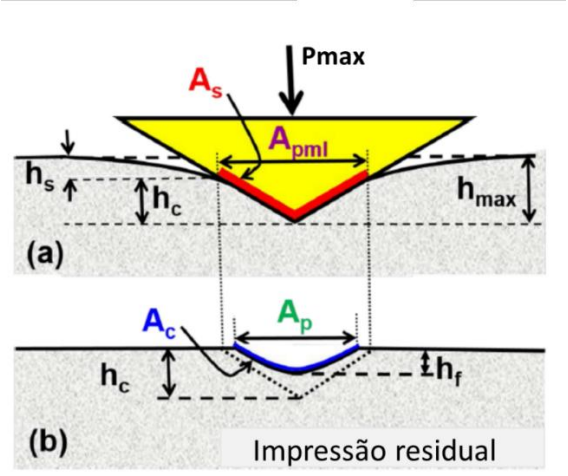


Figura 1.49 – (a) Posição do indentador na profundidade em que a carga P é máxima. (b) Deformação residual após a retirada do indentador (Fonte: Broitman, 2017, modificado).

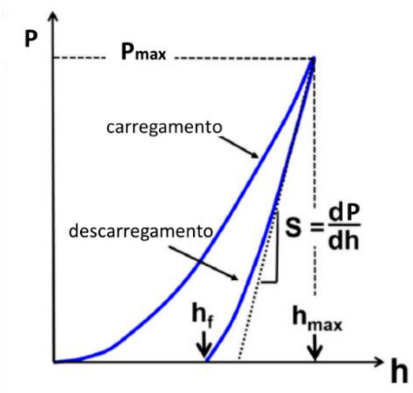


Figura 1.50 – Curvas típicas de carregamento e descarregamento de nanoindentação (Fonte: Broitman, 2017, modificado).

A área seccional do indentador é dada pela Equação (1.18): (Ma&Clark,1995):

$A_p=24{,}56h^2_f$, onde: (1.18)

h_f= Altura correspondente à deformação residual (plástica),

logo:

$H_i=\frac{P}{A_p}$,onde P é a carga aplicada (curva de carregamento) (1.19)

A nanoindentação pode ser utilizada para obtenção da dureza e módulo de

elasticidade do material, inclusive para revestimentos finos (Anton Paar, 2025). O módulo de elasticidade instrumentado é dado pela fórmula (1.20):

$$\frac{1}{E_r} = \frac{\left(1-v_s^2\right)}{E_{IT}} + \frac{\left(1-v_i^2\right)}{E_i}, \text{ onde} \quad (1.20)$$

E_r=módulo de elasticidade reduzido,

E_{IT}=módulo de elasticidade instrumentado,

E_i=módulo de elasticidade do indentador.

ν_s= coeficiente de Poisson do material indentado

ν_i= coeficiente de Poisson do indentador;

É conhecida também esta relação:

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2}\frac{S}{\sqrt{A_p}} \quad (1.21)$$

$$S = \frac{dP}{dh} \quad (1.22)$$

Por Oliver &Pharr (1992):

$$E_{IT}=\frac{\left(1-v^2\right)}{\frac{1}{E_r}} - \frac{1-v_i^2}{E_i} \quad (1.23)$$

Broitman (2017) ressalta que a diferença entre as escalas macro, micro e nano em um material policristalino pode ser visualizada no exemplo mostrado na Figura 1.51. Quando a indentação é para avaliação de macrodureza, Figura 1.51 (a), o teste cria uma larga indentação que abrange uma grande quantidade de grãos do material, resultando numa dureza média. Na microdureza, Figura 1.51(b), a região indentada é menor, podendo haver variação da dureza medida em diferentes

áreas do material. Os ensaios de microdureza são muito bons para caracterizar segregação, estrutura bandeada por laminação, identificação de constituintes e caracterização da dureza superficial. A nanoindentação, mostrada na Figura 1.51 (c), é aplicada na análise de materiais muito finos ou revestimentos, microestruturas individuais ou seções transversais.

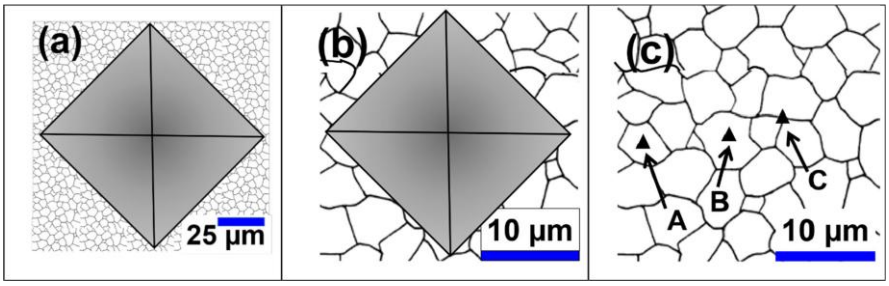


Figura 1.51– Aspecto da área indentada, em função da escala de medição: (a) macroindentação, (b) microindentação, (c) nanoindentação (Fonte: Broitman, 2017).

Vander Voort e Fowler (2012) realizaram estudos de micro e macrodureza Vickers com 5 blocos de teste com durezas Rockwell conhecidas, como mostrado na Figura 1.52 e Figura 1.53, e em função dos resultados obtidos, afirmaram que o ISE é decorrente da baixa amplificação óptica dos equipamentos, pois a dureza varia com o quadrado da diagonal ou profundidade de indentação.

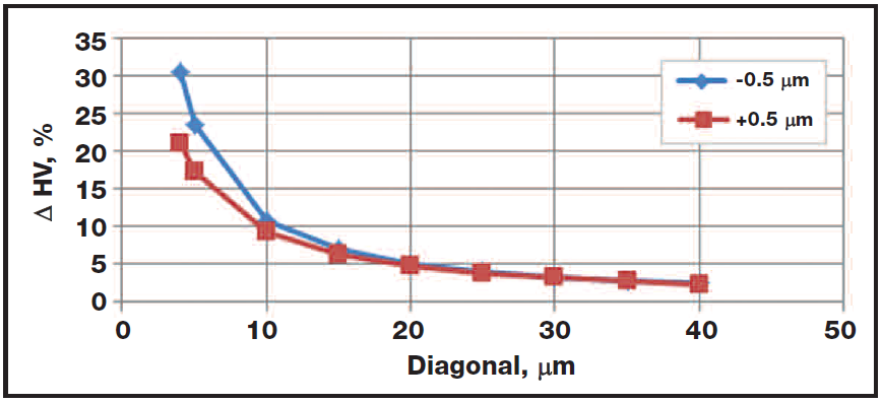


Figura 1.52– Amplificação do erro na dureza em função da diagonal medida (Fonte: Vander Voort e Fowler, modificado, 2012).

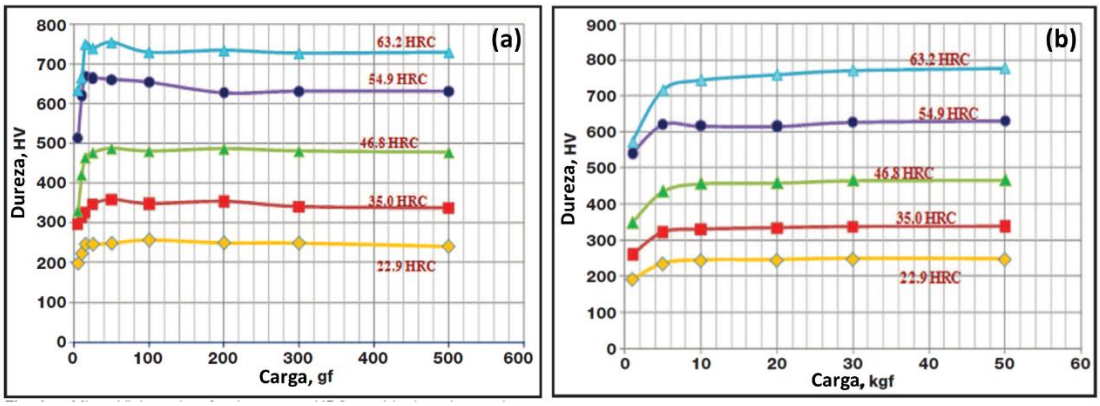


Figura 1.53– Durezas medidas com variação de carga, no micrômetro (a) e no durômetro (b). (Fonte: Vander Voort e Fowler, modificado, 2012).

Para os ensaios cujas curvas são mostradas na Figura 1.53(a) e 1.53(b), os microscópios dos equipamentos de micro e macrodureza utilizaram magnificação de 500X e 100X, respectivamente. Utilizando um microdurômetro com mais recursos, Vander Voort e Fowler constataram que a dureza permanece constante na faixa de 10 a 100 gf. Ainda assim, para indentações cuja diagonal seja igual ou menor que 5 micrômetros, o uso de microscopia ótica é inadequado, devendo–se lançar mão de equipamento com maior precisão, como o MEV.

Kapoor *et al.* (2022) investigaram o endurecimento de ligas Fe-9%Cr expostas à irradiação com íons Fe^{2+} de duas diferentes energias, 1 e 5 MeV, utilizando nanoindentação, apresentando como uma das conclusões que o endurecimento induzido pela irradiação tem como causa a formação de “loops” de discordâncias.

Huang *et al.* (2025) estudaram a deformação do indentador de diamante, quando aplicado em amostra de diamante (Figura 1.54). Através de experimentos com elementos finitos e microscopia eletrônica de transmissão (MET), revelaram a importância da deformação plástica de nanovolumes em diamante sujeito a extrema condição de carregamento pontual, e que deve ser considerada quando medição de nanodureza de materiais com dureza próxima ao do diamante.

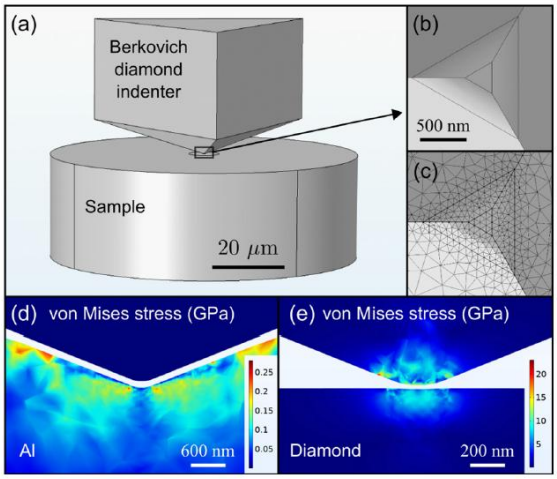


Figura 1.54 - Estudo de indentação em diamante (Huang *et al.,*2025).

Na Figura 1.54(a) é mostrado o modelo em elementos finitos do sistema indentador-material indentado, onde a ponta do indentador Berkovitch encosta no topo da amostra cilíndrica, que será de alumínio e outra de diamante. Nas vistas (b) e (c) são mostradas as malhas geradas para permitir cálculos precisos. Nas imagens (d) e (e) é mostrada a área seccional do conjunto, mostrando distribuição de tensões de von Mises.

1.7.5 Cálculo da densidade de discordâncias

A avaliação da densidade de discordâncias é feita geralmente através de microscopia eletrônica de transmissão (MET). Em função das limitações da aplicação do MET, assim como ser relativamente trabalhosa a preparação do exame em si, Ameri *et al.* (2017) apresentaram uma metodologia para estimar a densidade de discordâncias a partir de medições de microdureza em aço inoxidável duplex LDSS 2101, e também para Ni e W puros. Segundo Ameri *et al.* (2017) as SSDs desenvolvem–se durante deformação plástica uniforme e as GNDs existem para acomodar gradientes de deformações plásticas, tais como regiões de iniciação de trincas e zonas plásticas ao redor de indentação.

Ameri *et al.* (2017) ressaltam também que muitos estudos já realizados mostraram que a microdureza e nanoindentação crescem consideravelmente com a diminuição da profundidade de indentação devido a existência das GNDs. A

dureza total H do material é resultante da soma de diversos componentes, conforme a Equação (1.24); (CUI *et al.*, 2021, AMERI *et al.*, 2017):

$$H = H_g + H_d + H_{fric} + H_{SL} \quad (1.24)$$

Onde:

H_g = dureza devido ao contorno de grão;

H_d = dureza devido à densidade de discordâncias;

H_{fric} = dureza devido à fricção interna;

H_{SL} = dureza devido à solução sólida

A macrodureza é definida como resultante da ocorrência de SSDs a grandes profundidades de indentação, e a microdureza resultante da superposição linear de GNDs e SSDs a pequenas profundidades de indentação.

A Equação (1.24) é reescrita para a macro e microdureza:

$$H_0 = H_{SSD} + H_{fric} + H_{SL} \quad (1.25)$$

$$H_{mi} = H_{ISE} + H_{fric} + H_{SL} \quad (1.26)$$

Onde:

H_0 = Macrodureza,

H_{SSD} = Dureza devido às discordâncias estatisticamente acumuladas,

H_{mi} = Microdureza,

H_{ISE} =Dureza devido à superposição das densidades de SSDs e GNDs.

Tendo–se ainda as relações:

$$H_S = 3M\alpha Gb\sqrt{\rho_S} \quad (1.27)$$

$$H_{ISE} = 3M\alpha Gb\sqrt{\rho_S + \rho_G} \quad (1.28)$$

Onde:

M = fator de Taylor

α = fator de Nye = 2,0

b = vetor de Burgers,

G = módulo de cisalhamento,

ρ_G= densidade de GNDs = $\frac{3}{2f^3bh}tan^2\theta$ (1.29)

θ = ângulo da face do indentador

f = fator considerado igual a 1,0

A densidade de SSDs é então obtida fazendo–se a relação (AMERI *et al.*, 2017):

$$\frac{H_{mi}-H_0}{3M\alpha Gb} = \sqrt{\rho_S + \rho_G} - \sqrt{\rho_S} \quad (1.30)$$

A Equação (1.30) é resolvida utilizando–se o método numérico de Newton–Raphson.

Ameri *et al.* (2017) obtiveram os resultados apresentados nas Tabelas 1.4 e 1.5.

Tabela 1.4 – Densidade de discordâncias para o aço duplex (Fonte: Ameri *et al.*, 2017).

Fase	***Cálculo por microdureza***	***Difração de raios-X***
Ferrita	5,54 x 10^{14} m^{-2}	5,21 x 10^{14} m^{-2}
Austenita	1,71 x $10^{15}$$m^{-2}$	3,29 x 10^{15} m^{-2}

Tabela 1.5 – Densidade de discordâncias para o Ni e W (Fonte: Ameri *et al.*, 2017).

Material	***Cálculo por microdureza***	***Medição por TEM***
Ni	3,16 x 10^{13} m^{-2}	4,1 a 8,3 x 10^{13} m^{-2}
W	4,14 x 10^{14} m^{-2}	6,02 x 10^{14} m^{-2}

Tanaka *et al.* (2020) utilizaram chapas de aço IF, inicialmente laminadas a frio com grau de encruamento de 90%, e recozidas até que o tamanho de grão ficasse em torno 50 μm. Foram preparados corpos de prova que por sua vez foram pré-tensionados em diversas deformações permanentes, em duas temperaturas diferentes, como mostrado na Figura 1.55.

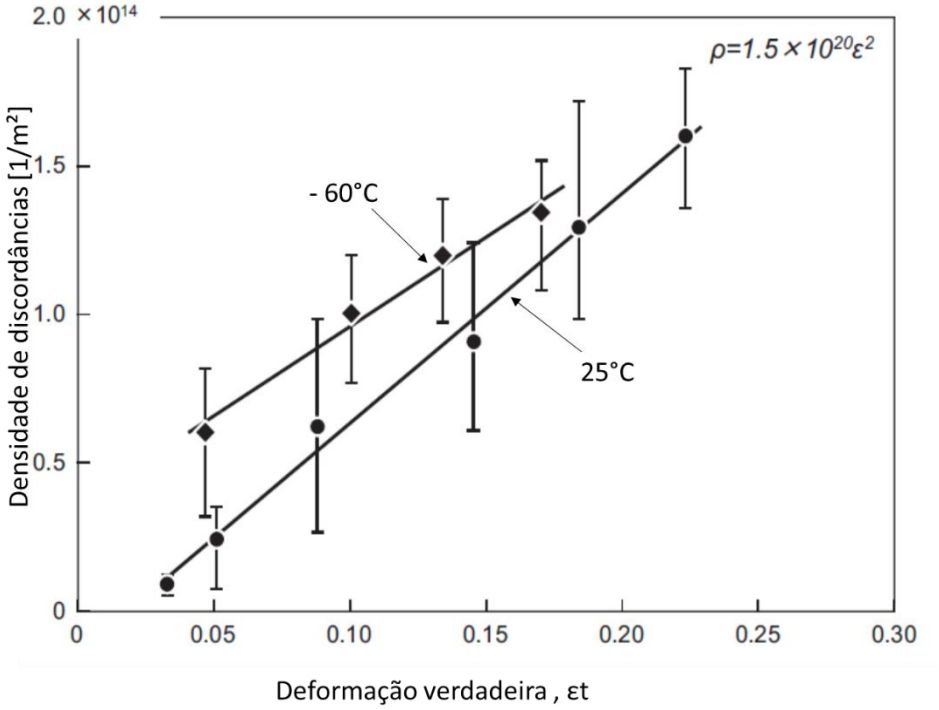


Figura 1.55 – Comparação de densidade de discordâncias *vs.* deformação verdadeira. (Fonte: Tanaka *et al.*, 2020, modificado).

Em relação à densidade de discordância em microestruturas martensíticas, Morito *et al.* (2003) fizeram estudos em aços com vários percentuais de carbono, utilizando microscopia de transmissão (MET), de modo a detectar a densidade de discordâncias na martensita em ripas das microestruturas citada. Para o aço com 0,18% de C obtiveram 1,11 x 10^5 m^{-2} e para um aço com 0,38% C obtiveram 1,42 x 10^{15} m^{-2} de valores de densidade de discordâncias.

Takebayashi *et al.* (2010) fizeram uma comparação de resultados obtidos por difração de raios-X em um aço martensítico com 0,3% C, variando-se a temperatura de têmpera e de revenimento. Foram obtidos valores de ordem de 10^{14} a 10^{16} m, conforme mostrado na Figura 1.56.

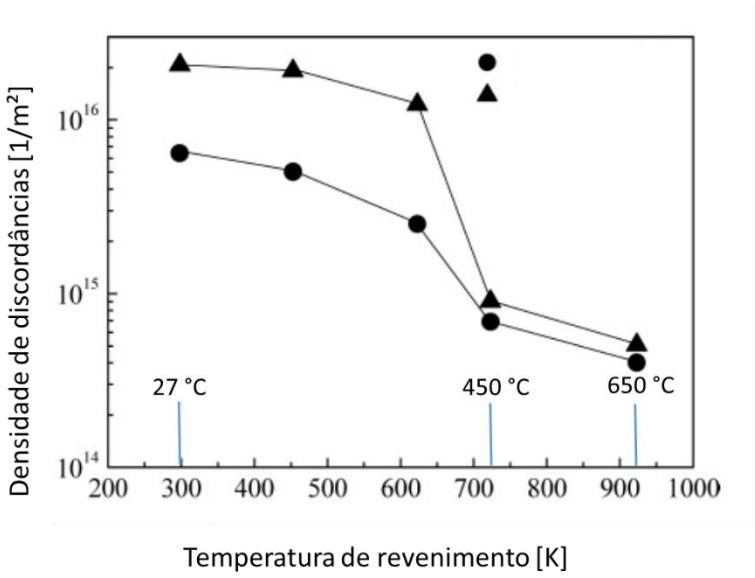


Figura 1.56 – Densidade de discordâncias em função da temperatura de revenimento. (Fonte: Takebayashi *et al.*, 2010, modificado)

Nath *et al.* (2024) realizaram experimentos com ligas intermetálicas TiAl de 2ª e 3ª gerações, aplicando nanoindentação para estabelecer as características mecânicas desses materiais. As formulações de Ameri *et al.* (2017) foram utilizadas e o efeito ISE investigado. Chegou-se às conclusões, entre outras:

- Existência do efeito ISE;

- As densidades de GNDs e SSDs foram calculadas teoricamente, e através de EBSD, a densidade de GNDs foi obtida também, com pouca diferença em relação ao valor teórico,

Ameri *et al*.(2017) consideraram em seu modelo que a densidade total de discordâncias é a soma das GNDs e SSDs. Porém Al-Rub & Faruk(2010) concluíram que a simples superposição das densidades de GNDs e SSDs não é bem fundamentada. Apresentaram diferentes formas fenomenológicas. Diferentemente do modelo de Nix-Gao, um possível acoplamento poderia ser a Equação (1.33) :

$$\sigma = \left[\sigma_S^{\beta} + \sigma_G^{\beta}\right]^{1/\beta} \text{onde} \qquad (1.31)$$

σ= tensão efetiva (equivalente) $= \sqrt{s_{ij} 3 s_{ij}/_2}$ (caso de Von-Mises),

onde $s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3}\sigma_{kk}\delta_{ij}$ são as mudanças na história de deformação.

σ_S e σ_G são associadas com as densidades de SSDs e GNDs pela relação de Taylor:

$$\sigma_S = m\alpha G b\sqrt{\rho_S} \tag{1.32}$$

$$\sigma_G = m\alpha G b\sqrt{\rho_G} \tag{1.33}$$

m=fator de Taylor=$\sqrt{3}$ para sólido isotrópico

m= 3,08 para metais policristalinos

G= módulo de cisalhamento,

b= vetor de Burgers,

α=coeficiente estatístico entre 0,1 e 0,5.

Substituindo as equações:

$\rho_T = \left[\rho_S^{\beta/2} + \rho_G^{\beta/2}\right]^{2/\beta}$ de tal forma que a tensão de escoamento pode ser reescrita:

$$\sigma = m\alpha G b\sqrt{\rho_T}, \tag{1.34}$$

As SSDs e GNDs são similares em natureza, mas os processos de suas nucleações, movimento, armazenamento e aniquilação são diferentes. É de conhecimento comum que SSDs são geradas primeiro e então algumas dessas SSDs tornam-se geométricas, principalmente em contornos de grão e interfaces, e outras são empilhadas devido à interação com obstáculos e outras discordâncias. Ambos os tipos de discordâncias aumentam ou diminuem o valor de densidade com o avanço da deformação, e ambos contribuem para o endurecimento do material.

Além disso, a evolução das GNDs não necessariamente aumenta a

densidade de discordâncias total, podendo também a diminuir. Fazendo-se um desenvolvimento com possíveis valores para β, vem:

$$\rho_T = \left(\sqrt{\rho_S} + \sqrt{\rho_G}\right)^2 \quad (1.35)$$

Barchuk *et al.* (2014) e Long *et al.* (2007) também correlacionaram tensões residuais e densidade de discordâncias e encontraram resultados similares usando a metodologia desse trabalho. Long *et al.*(2007) também pesquisaram, que sob carga alta, que a densidade de discordâncias na borda da lente é muito maior que no centro, o que indica deformação plástica significante ocorrendo na borda durante o teste de fadiga.

1.8 TENSOMETRIA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS–X

Conforme Cindra Fonseca (2000), os princípios básicos da técnica de análise de tensões por difração de raios–X foram desenvolvidos há mais de sessenta anos e são baseados em duas teorias: a teoria da difração de raios–X em materiais cristalinos e a teoria da elasticidade do material sólido, oriunda da mecânica dos sólidos. Esta teoria prevê as seguintes relações:

a) Tensão: $\sigma = F / A$; (1.36)

b) Deformação: $\varepsilon = \Delta l / l$; (1.37)

c) Lei de Hooke (relação entre tensão e deformação) para estado uniaxial: $\varepsilon = \sigma / E$, onde E é o módulo de elasticidade do material;

Lei de Hooke para estado triaxial de tensões:

$$\varepsilon_1 = \left(\frac{\sigma_1}{E}\right) - \upsilon\frac{(\sigma_2 + \sigma_3)}{E} \quad (1.38)$$

$$\varepsilon_2 = \left(\frac{\sigma_2}{E}\right) - \upsilon\frac{(\sigma_1 + \sigma_3)}{E} \quad (1.39)$$

$$\varepsilon_3 = \left(\frac{\sigma_3}{E}\right) - \upsilon\frac{(\sigma_1 + \sigma_2)}{E} \quad (1.40)$$

onde: ε_1, ε_2 e ε_3 são as deformações principais, σ_1, σ_2 e σ_3 são as tensões principais, eυ υ é o coeficiente de Poisson.

Todavia, para efeitos de adequação ao estado real de tensões, são utilizadas coordenadas polares, como mostra a Figura 1.57.

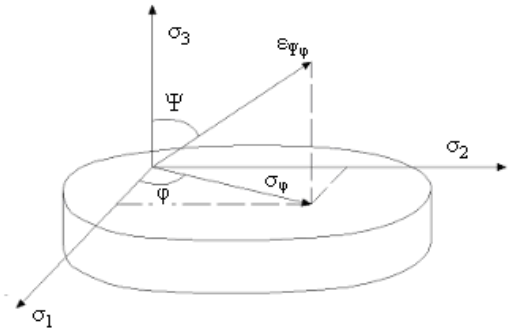


Figura 1.57 – Sistema de coordenadas polares (Fonte: Cindra Fonseca, 2000).

Sabe–se que:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = (\sigma_1 cos^2\varphi + \sigma_2 sen^2\varphi)sen^2\psi - \upsilon\frac{(\sigma_1+\sigma_2+\sigma_3)}{E} \quad (1.41)$$

Onde:

φ (phi) é o ângulo azimutal e ψ (psi) é o ângulo polar. Nesta Equação, a componente da tensão perpendicular à superfície σ_3 é zero, e as componentes σ_1 e σ_2 se posicionam na superfície.

Então a Equação (1.43) pode ser escrita como:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{(1+\upsilon)\sigma_\varphi sen^2\psi}{E} - \upsilon\frac{(\sigma_1+\sigma_2)}{E} \quad (1.42)$$

Onde: σ_φ é a componente da tensão na direção que faz o ângulo φ com a tensão principal σ_1.

Com base nas Equações (1.41) e (1.42) foram desenvolvidas várias metodologias de medição de tensões.

A Figura 1.58 mostra três planos de uma família de planos com espaçamento interplanar d, que hipoteticamente refletem os raios incidentes. Os raios 1 e 2 se refletem, respectivamente, no primeiro e no segundo planos. Em cada

reflexão o ângulo de incidência e o de reflexão são representados por θ. Diferentemente do que é usado normalmente em ótica, esses ângulos são medidos em relação à superfície do plano refletor, e não em relação à normal do plano. Na situação desta Figura, o espaçamento interplanar d é análogo à aresta da célula unitária. As ondas dos raios 1 e 2 chegam em fase ao cristal. Depois da reflexão, elas estão novamente em fase; diferentemente do que ocorrem com os raios de luz, os raios–X não se refratam ao entrar no cristal. Então, a fase relativa entre as ondas dos raios 1 e 2 é determinada, exclusivamente, pela diferença de percursos. Para que os raios estejam em fase, a diferença de percurso deve ser igual a um múltiplo inteiro do comprimento de onda λ dos raios–X.

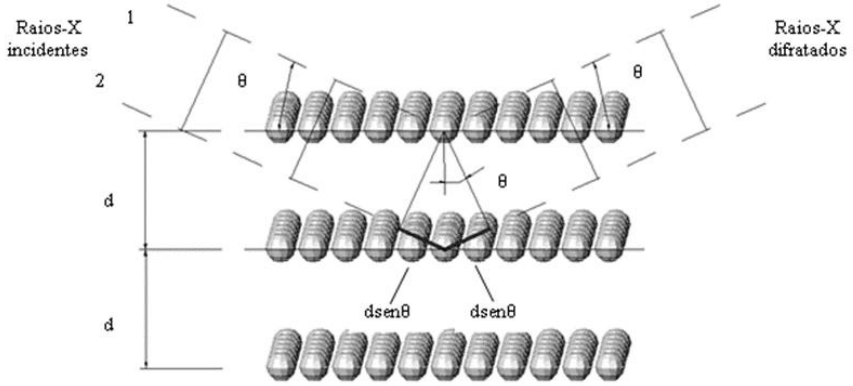


Figura 1.58 – Diferença de percursos dos raios incidentes em função da distância interplanar (Fonte: Cindra Fonseca, 2000).

Pela Figura 1.58 é possível identificar que a diferença de percursos é 2dsenθ. Este resultado é válido para qualquer par de planos adjacentes da família de planos representada na Figura 1.58. Chega-se, então, à Equação (1.43):

$$n\lambda = 2.d.sen\theta \qquad (1.43)$$

Onde *n* é o número de ordem do máximo de intensidade da suposta reflexão (ou seja, da difração ou espalhamento) dos raios–X. A Equação (1.43) é a Lei de Bragg, assim denominada em homenagem ao físico britânico W. L. Bragg, que a deduziu pela primeira vez.

O equipamento determina os valores de pico de difração em função do ângulo ψ, selecionam–se na unidade de controle e processamento do equipamento

os ângulos ψ que se pretende medir. É recomendável selecionar no mínimo 5 ângulos, por exemplo, 0°, 10°, 25°, 30° e 45°. Após a determinação dos valores de pico de difração relativos a cada um dos ângulos ψ escolhidos, é determinado o declive da curva que se ajusta a esses pontos (2θ *vs*. $\text{sen}^2\psi$) e o valor da tensão, bem como a incerteza subjacente (CINDRA FONSECA, 2000).

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são apresentados o material estudado, o processo de soldagem empregado e as técnicas usadas na caracterização das tensões residuais e das microestruturas presentes nas juntas soldadas.

2.1 MATERIAL

No presente trabalho foram estudadas juntas soldadas de aço avançado de alta resistência 22MnB5, revestido com liga Zn–Fe, denominado GA ZF80, de espessura 1,8 mm, cuja composição química e propriedades mecânicas estão apresentadas nas Tabelas 2.1 e 2.2, respectivamente.

Tabela 2.1 – Composição química do metal base (em % de peso) (Fonte: Fabricante).

C	Mn	Si	Cr	Al	Ti	B
0,22-0,28	1,05-1,37	0,14-0,32	0,10-0,21	0,019-0,063	0,029-0,063	0,00019-0,00042

Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas do metal base (Fonte: Fabricante).

Tensão limite de escoamento (MPa)	Tensão limite de ruptura (MPa)	Alongamento percentual (%)
mín. 400	mín. 600	mín. 20

2.2 PROCESSO DE SOLDAGEM

2.2.1 Parâmetros de soldagem

Foi utilizada a máquina de soldagem a ponto MAS IB 1 PA 75 / 500 AS (Figura 2.1) da fabricante ARCSERVICE, do Laboratório de Soldagem do CEFET/RJ, com as seguintes características:

Potência máxima: 75 kVA

Corrente máxima no primário: 181 A

Tensão de alimentação: 220 V

Nº de fases: 2

Frequência: 60 Hz



Figura 2.1 – Máquina de solda por resistência do CEFET/RJ.

A definição dos parâmetros de soldagem adequados passa pelo ajuste da máquina de soldagem, na intenção de obter juntas de qualidade aceitável de acordo com alguma norma utilizada na indústria.

Para avaliação das grandezas envolvidas na soldagem foi utilizado o dispositivo MM–380A do fabricante Amada Myiachi, do Laboratório de Soldagem do CEFET/RJ, que pode fazer medições de tensão, corrente, força de compressão e tempo de soldagem (Figura 2.2).



Figura 2.2 – Dispositivo de medição MM–380A.

Nas Figuras 2.3 e 2.4 são mostradas a forma de medição dos parâmetros.

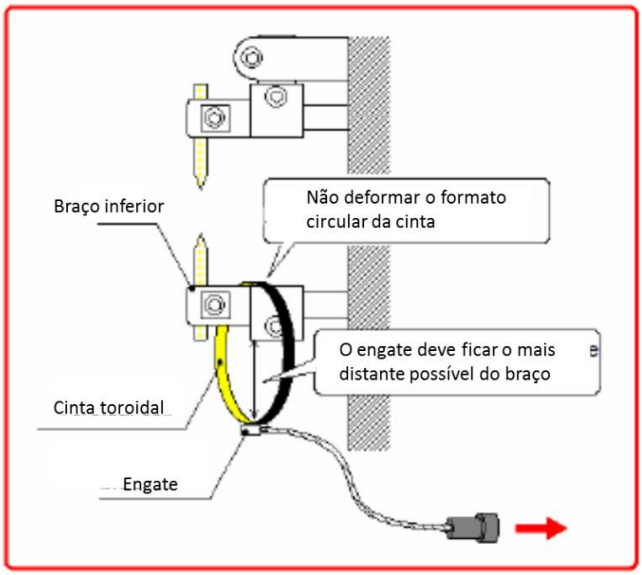


Figura 2.3 – Medição da corrente elétrica. (Fonte: Manual MM380 A, modificado).

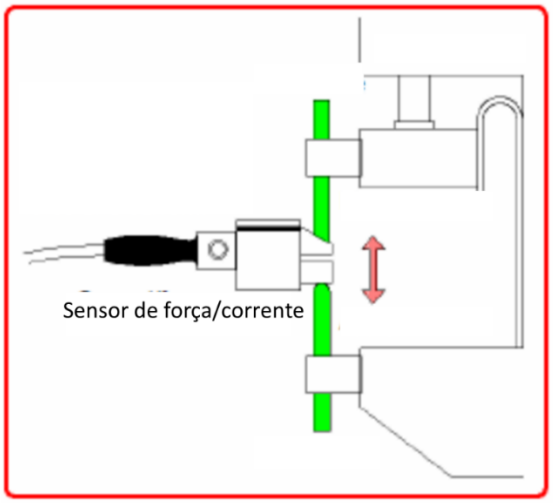


Figura 2.4– Medição de corrente e força (Fonte: Manual MM380 A, modificado).

No processo de soldagem das amostras foram consideradas as recomendações das normas AWS D8.9 (*Recommended Practices for Test Methods for Evaluation the Resistance Spot Welding Behaviour of Automotive Sheet Steel Materials*) e AWS C1.1M (*Recommended Practices for Resistance Welding*). No caso dos parâmetros de soldagem, o ponto de partida foram os requisitos que a norma AWS C1.1M propõe. A Tabela 2.3 apresenta os requisitos de soldagem para

o aço GA de baixo carbono e para o aço galvanizado de alta resistência e baixa liga (HSLA), assim como o utilizado, cuja definição é explicada adiante.

Tabela 2.3 – Parâmetros requeridos pela norma e os utilizados.

Parâmetros	AWS C1.1M		Utilizado
	aço GA	aço ARBL	
Espessura metal base (mm)	1,8	1,8	1,8
Diâmetro da face do eletrodo (mm)	7,94	7,94	N/D
Força de compressão do eletrodo (kN)	5,34	5,6	3,5
Tipo de eletrodo	A, B, E, F	A, B, E ,F	A
Tempo de soldagem (ciclos)	16	21	25
Corrente (A)	16500	15200	8400
Sobreposição mínima (mm)	16,8	16,8	20
Diâmetro mínimo da lente (mm)	7,1	6,1	8
Resistência mínima ao cisalhamento (kN)	10,23	-	18

A caracterização do tipo de eletrodo é mostrada na Figura 2.5. O eletrodo utilizado foi o do tipo “A”, por ser o disponível na ocasião. Ele é fabricado de uma liga à base de cromo e cobre.

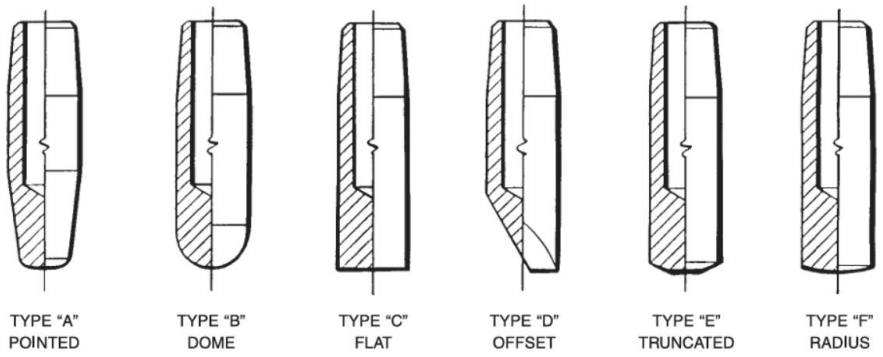


Figura 2.5 – Formatos padrão de eletrodos (AWS C.1.1).

Para a verificação da resistência à tração (cisalhamento), foram preparadas juntas semelhantes e com dimensões recomendadas pela norma AWS D8.9 (1997), conforme apresentado na Figura 2.6.

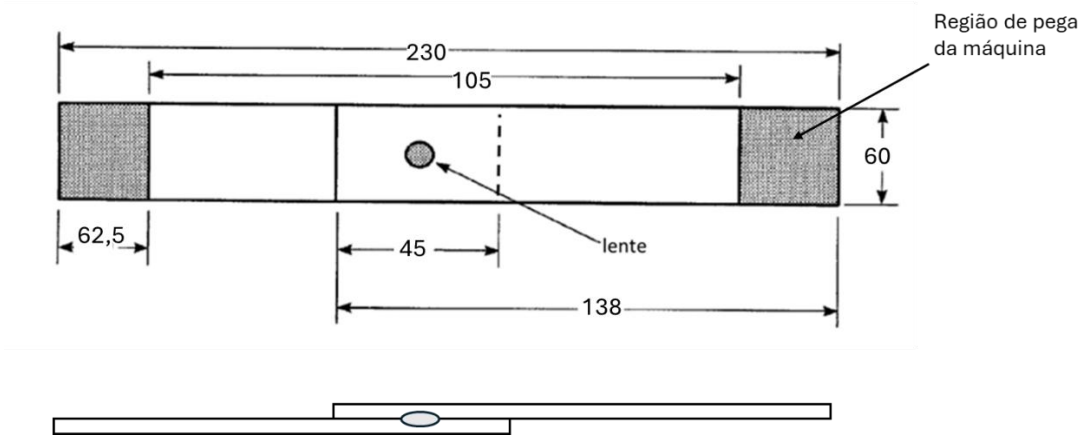


Figura 2.6 – Desenho esquemático da junta soldada (dimensões em mm, fora de escala).

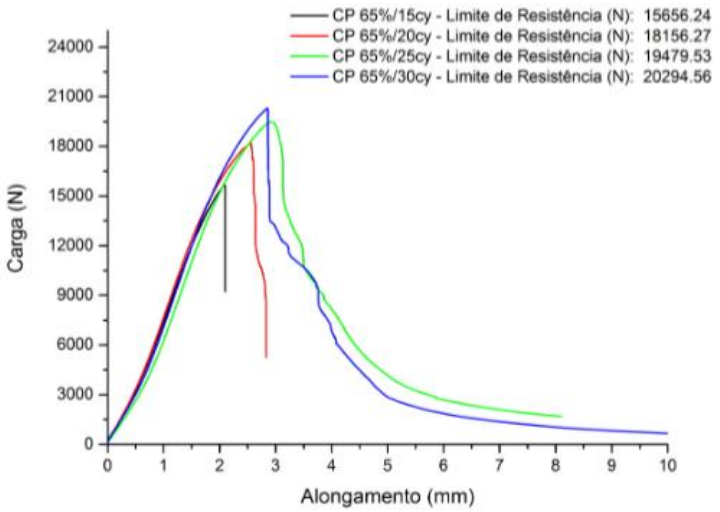
Os tempos das diferentes fases de soldagem foram ajustados conforme a Tabela 2.4.

Tabela 2.4 – Fases da soldagem ajustadas na máquina SSP10.

Etapa	Ciclos	Tempo (s)
1ª compressão	25	0,42
Pré–pressão	10	0,17
Tempo de solda	25	0,42
Pós–pressão	5	0,08
Total	65	1,09

Após esta calibração foram feitas diversas condições de estudo de soldagem. As potências avaliadas foram de 60%, 65%, 70%, 75%, 80%, 85% e 90%

da potência máxima, com tempos de soldagem (medidos em ciclos): 10 ciclos, 15 ciclos, 20 ciclos, 25 ciclos e 30 ciclos a fim de avaliar a lente de solda e o comportamento da chapa de perante as diferentes condições de solda no ensaio de cisalhamento. Os melhores resultados obtidos, em termos de propriedades mecânicas, foram a de 65% e 85%. Foi utilizado um equipamento da INSTRON modelo 5985, instalado no LAMAT (Laboratório de Materiais) no CEFET/RJ. A seguir as Figura 2.7 e Figura 2.8 mostram as curvas obtidas para as duas condições . A taxa de carregamento foi definida em 5 mm/min,



: Gráfico Carga x Alongamento do CP65.

Figura 2.7- Ensaios de cisalhamento por tração para corpos de prova soldados a 65%.

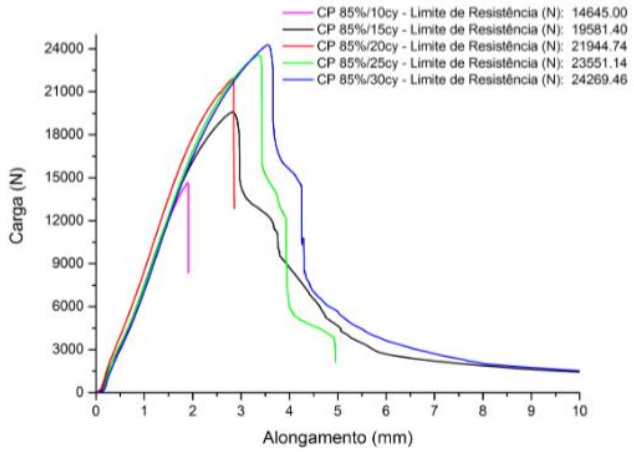


Figura 2.8 - Ensaios de cisalhamento por tração para corpos de prova soldados a 85%.

Embora a amostra com maior resistência foi a soldada com 30 ciclos, durante a soldagem da mesma os eletrodos apresentaram desgaste prematuro devido à alta carga térmica. Optou-se então definir o tempo de soldagem para 25 ciclos.

Um grupo de amostras foi preparado com a potência da máquina ajustada para 65% e outro grupo ajustado para 85% da potência máxima, como pode ser observado na Tabela 2.5:

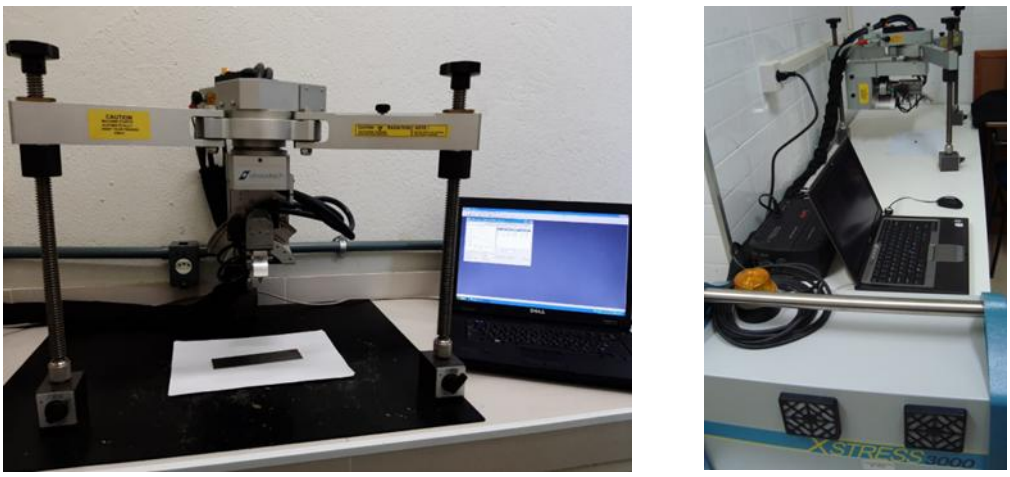
Tabela 2.5 – Potência de soldagem para cada amostra

Nome do amostra	Potência da máquina (%)
A	85
B	85
C	85
D	85
E	65
F	65

Em função das características recomendadas nas duas normas, após diversos testes, análises metalográficas da seção transversal e ensaios de tração por cisalhamento, foram selecionados os parâmetros apresentados na Tabela 2.3. anteriormente.

2.3 TENSOMETRIA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS–X

As tensões residuais foram medidas por difração de raios-X, pelo método $sen^2\psi$. As medições foram feitas no Laboratório de Análise de Tensões – LAT, do Departamento de Engenharia Mecânica da UFF, em um analisador de tensões XStress3000 da marca Stresstech (Figura 2.9). Os parâmetros adotados são apresentados na Tabela 2.6. Para a medição de tensões residuais na superfície, foi necessária a remoção da camada de galvanização nas amostras. Foi utilizada, para isso, uma solução composta de água, HCl e hexametilenotetramina ($C_6H_{12}N_4$), preparada no laboratório da CSN.



(a) (b)

Figura 2.9 – Analisador de tensões X-stress3000: a) Sistema de medição com *software* b) equipamento completo com unidade de controle (LAT/UFF).

Tabela 2.6 – Parâmetros adotados na análise das tensões residuais.

Parâmetro	Valor
Diâmetro do colimador (mm)	2
Ângulo de incidência 2θ (grau)	156,41
Plano de difração {hkl}	(211) da ferrita
Radiação	$CrK\alpha$
Comprimento de onda λCr (Å)	2,291
Corrente do tubo de raios-X (mA)	6,7
Tensão do tubo de raios-X (kV)	30
Ângulos de inclinação ψ (grau)	0, 20,7, 30, 37,8, 45
Tempo de exposição (s)	25

Estudou-se inicialmente o comportamento das tensões residuais em profundidade (subsuperficiais), considerando-se uma junta executada com 2 soldas, denominada SUB1 (Figura 2.10). Para medições nas seções transversais, foram executadas amostras conforme Figura 2.11, sendo que MS significa a região de metal de solda ou ZF (zona de fusão).

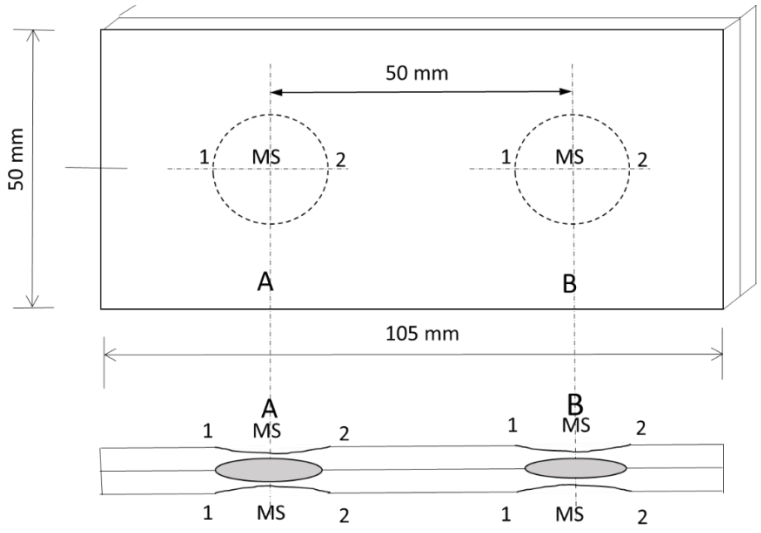


Figura 2.10– Pontos da medição das tensões na amostra denominada SUB1, soldada a 85%.

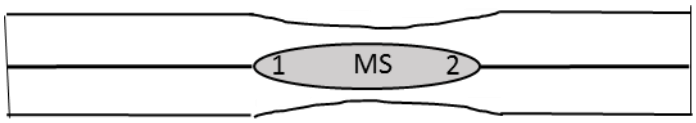


Figura 2.11– Pontos da medição de tensões residuais nas seções transversais das amostras A a D.

Após as medições na superfície, as amostras foram seccionadas de modo a avaliar as tensões residuais na zona fundida (ZF) e ZTA. No total foram feitas 16 medições nas amostras A a D, incluindo também o metal de base (MB).

A metodologia utilizada para obtenção do perfil da variação das tensões residuais através da profundidade foi a remoção de camadas, por polimento eletrolítico, que se trata da remoção eletrolítica do metal em uma solução altamente iônica por meio de um potencial e corrente elétrica. O polimento eletrolítico é normalmente usado para remover uma camada bem fina de material na superfície de um componente de metal, na ordem de micrometros. Foi utilizado um eletrólito à base de cloreto de sódio (NaCl) com parâmetros de tensão e corrente de 30 V e 50 A, respectivamente e a profundidade da camada removida foi aferida por relógio comparador digital. Após cada remoção de camada as tensões residuais foram medidas por difração de raios-X. As camadas foram removidas a partir da superfície, inicialmente com intervalos de espessura de 15 μm até à profundidade em que houve a mudança da natureza das tensões residuais, conforme está apresentado nos resultados do Capítulo 3.

2.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL E DE MICRODUREZA VICKERS

2.4.1 Análise microestrutural

A análise microestrutural das amostras foi realizada por microscopia óptica (MO) e de varredura (MEV), nos Laboratórios de Metrologia do CEFET/RJ e no NANOFAB, da UERJ, respectivamente. O MO utilizado é do fabricante Olympus BX60M. Foram preparadas duas amostras, sendo uma apenas um recorte do metal base, denominada MB onde foi avaliada a microestrutura na superfície da chapa (Figura 2.12).

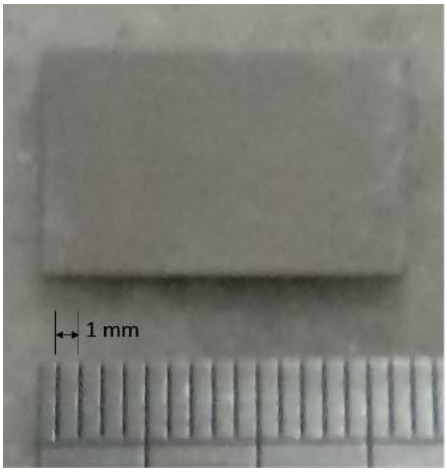


Figura 2.12 – Aspecto da amostra do metal base (MB).

Foram realizadas micrografias do metal base, tanto transversalmente quanto paralelamente à direção de laminação, em posições semelhantes às mostradas no desenho esquemático na Figura 2.13.

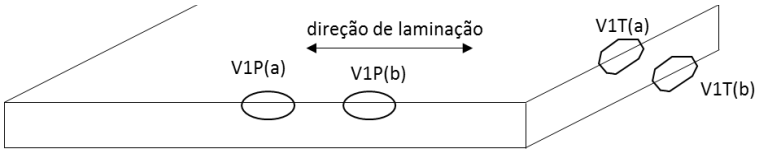


Figura 2.13 – Posicionamento esquemático das micrografias.

Outra amostra foi preparada a partir de uma junta soldada, compreendendo a região do MB, ZTA e MS. A análise foi realizada na seção transversal (Figura 2. 14).

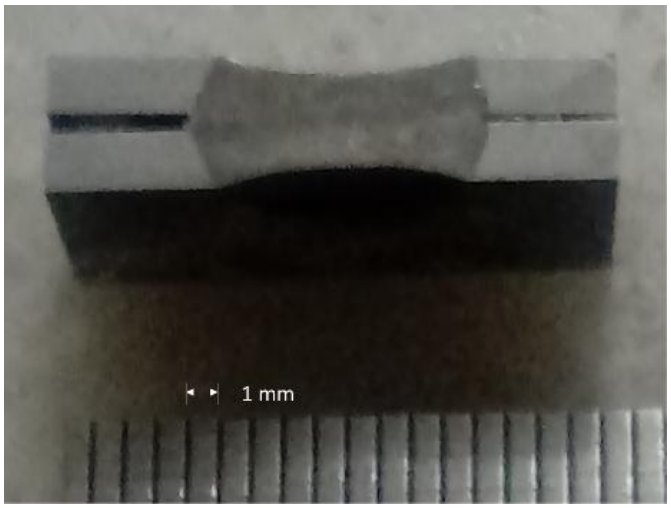


Figura 2.14 – Aspecto da amostra A.

O corte das amostras foi realizado na máquina Struers do LAMAT/CEFET–RJ.

2.4.2 Preparação das amostras para metalografia e para microdureza Vickers

As amostras para microscopia ótica e microdureza Vickers foram preparadas por polimento, seguido de ataque químico das superfícies a serem analisadas, conforme as seguintes etapas:

- Lixamento mecânico, com lixas d'água, 220, 320, 400, 500, 600 e 1200, com alternância da direção da amostra em 90 graus, em cada mudança de lixa;
- Polimento da amostra com panos de 6, 3 e 1 μm e leve aplicação de pasta de diamante e lavagem da amostra com água destilada;
- Ataque com Nital a 2% (após medições de microdureza).

2.5 AVALIAÇÃO DA DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS ATRAVÉS DOS RESULTADOS DE MICRODUREZA

2.5.1 Amostra do Metal Base (MB)

Na amostra MB, foram feitas indentações com variações de carga de 1000, 500, 300, 200, 100, 50, 25 e 10 gf, e gerado o gráfico de HV (microdureza Vickers) x h (profundidade de indentação). A avaliação da dureza para cargas menores que 100 gf foi feita a partir da amplificação da imagem das indentações com objetiva de 100X do microscópio ótico do LAMAT. Para cada região da amostra, foram efetivadas 10 indentações para cada carga, de modo a obter–se valores coerentes estatisticamente. A organização das indentações na amostra MB foi feita conforme croqui na Figura 2.16.

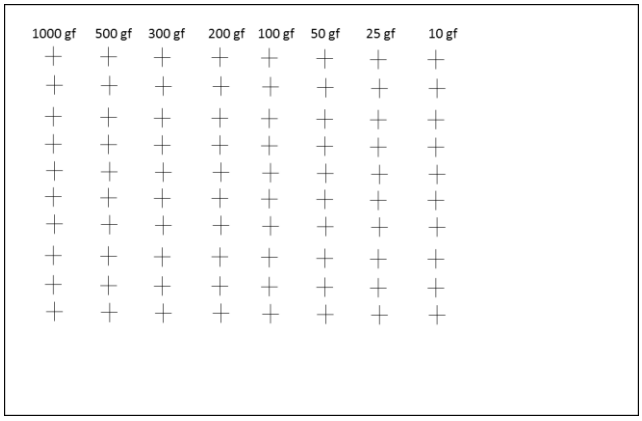


Figura 2.15 – Distribuição dos pontos de indentação na amostra MB (fora de escala).

De forma análoga, foram feitas medições nas regiões 1, MS e 2 da amostra seccionada, conforme a Figura 2.16:

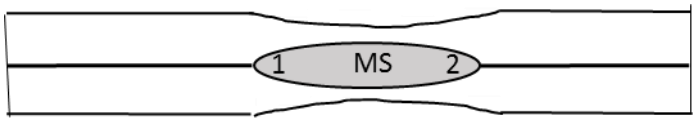


Figura 2.16 – Croqui da amostra seccionada.

Para cada carga P_i, foram feitas 5 indentações, e a diagonal média D_{im} correspondente a carga i foi calculada por média aritmética, conforme a Equação (2.1) :

$$D_{im} = \frac{\sum_{j=1}^{5} D_{ij}}{5} \tag{2.1}$$

Como a geometria do indentador Vickers é conhecida, a dureza HV_i foi calculada pela fórmula básica:

$$HV_i = \frac{1854{,}4P_i}{D_{im}^2} \tag{2.2},$$

Sendo que P_i é a carga aplicada para cada indentação i e D_{im} a diagonal média correspondente a cada indentação i.

Da mesma forma, a profundidade de indentação h_i pode ser obtida pela relação:

$$h_i = 0{,}143D_{im} \tag{2.3}$$

Foram gerados dois gráficos, sendo um para análise da relação HV_i x h_i, e outro utilizando a relação de Nix-Gao (Equação (1.13)).Quando plotada a relação $(H/H0)^2$ x 1/h, foi realizada uma regressão linear para obtenção da reta cujo coeficiente angular é o parâmetro característico h*, para avaliação da região de ISE. O parâmetro característico h* será conferido de acordo com a Equação (1.15).

O modelo de Nix e Gao será aplicado, de modo que sejam obtidos os parâmetros característicos H_0 e h*.

A densidade de GND é calculada pela Equação (1.30), para cada indentação.

Repetindo-se aqui a Equação (1.31):

$$\frac{H_{mi} - H_0}{3M\alpha Gb} - \sqrt{\rho_S + \rho_G} + \sqrt{\rho_S} = 0 \quad (2.4)$$

Desta forma, fazendo:

$$\frac{H_{mi}-H_0}{3M\alpha Gb} = A \quad (2.5)$$

$\rho_G = B$(constante, para cada indentação na região de ISE)

$\rho_s = x$

Substituindo, tem-se:

$$A - \sqrt{x + B} + \sqrt{x} = f(x) = 0 \quad (2.6)$$

Aplicando a formulação do método de Newton-Raphson, o processo de obtenção da incógnita x, para cada indentação, é obtida através de continuadas iterações, seguindo a formulação mostrada na Equação (2.7).

$$x_{n+1} = x_n - \left(\frac{A - \sqrt{x_n + B} + \sqrt{x_n}}{-\frac{1}{2\sqrt{x_n+B}} + \frac{1}{2\sqrt{x_n}}} \right) \quad (2.7)$$

As constantes utilizadas nas formulações são apresentadas na Tabela 2.7.

Tabela 2.7 – Parâmetros a serem utilizados no cálculo.

Parâmetro	Descrição	Valor	Fonte
A	Parâmetro cristalino (Å)	2,8664	Van Vlack,1984
b	Vetor de Burgers (módulo) (Å)	2,4824	Hull e Bacon,1984
G	Módulo de cisalhamento (GPa)	83	Callister, 2007
H_0	Dureza característica (HV)	200(Metal Base)	Autor
f	Fator de encruamento	2,0	Durst *et al.*, 2007
M	Fator de Taylor	3,0	Ameri *et al.*, 2017
A	Fator de Nye	2,0	Al-Rub & Faruk, 2010
α_{NG}	Fator de Nix-Gao	0,5	Nix e Gao, 1998
Θ	Ângulo de indentação	22°	Callister, 2007

A correlação entre densidade de discordâncias e tensões residuais é feita da seguinte forma: quanto maior a tensão residual, maior a densidade de discordâncias. A densidade de discordâncias é calculada pelo método de Ameri *et a (2017),* a partir dos resultados das respectivas microdurezas e faz-se uma análise com as tensões residuais obtidas nas mesmas regiões.

2.5.2 Amostras A a D

A preparação para as medições nas amostras A a F foi realizada de forma análoga à que foi feita na amostra MB, conforme fluxograma apresentado na Figura 2.17.

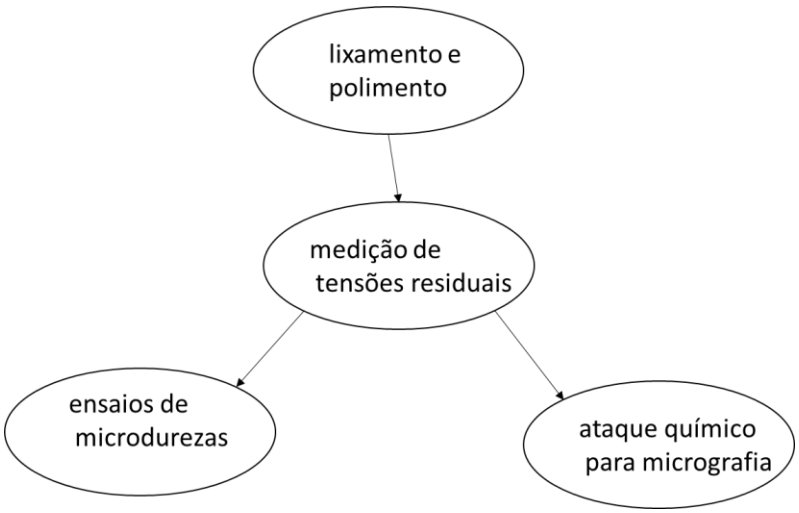


Figura 2.17- Fluxograma de etapas.

O fluxograma permitiu a definição da sequência dos experimentos realizados, das análises de tensões residuais, microdureza e caracterização microestrutural.

2.6 ENSAIOS DE NANODUREZA

De modo a verificar o comportamento das amostras sob condições de nanoindentação, foi utilizado um nanoindentador HIT300 do fabricante Anton Paar. Os parâmetros utilizados foram os constantes na Tabela 2.8.

Tabela 2.8 – Parâmetros utilizados na nanoindentação.

Taxa de aquisição	10,0 Hz
Carga máxima	250 mN
Taxa de carregamento	1500 mN/min
Taxa de descarregamento	1500 mN/min
Tempo de pausa	5 s
Tipo de indentador	Berkovich
Material do indentador	Diamante
ν_i	0,07
E_i	1141 GPa
ν	0,3 (aprox.)

Foram escolhidas duas amostras, A e B, as duas soldadas a 85%, e os pontos de medição foram definidos como representativos das regiões significativas da solda, que são: zona de fusão (ZF), zona termicamente afetada (pontos 1 e 2) e metal base (MB), como mostrado na Figura 2.18. A justificativa para esta escolha foi o fato destas regiões apresentarem diferentes microestruturas e por conseguinte distintos comportamentos mecânicos.

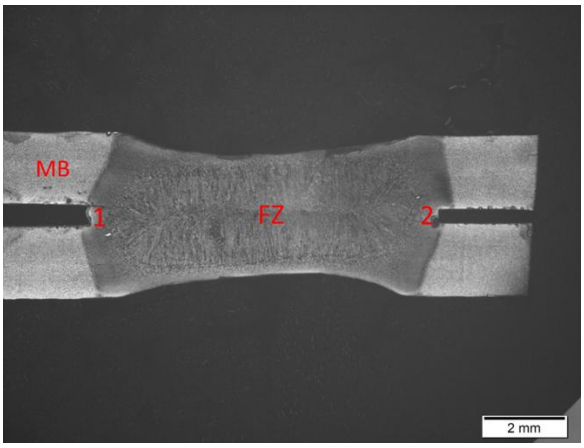


Figura 2.18 – Regiões analisadas por nanoindentação.

As Figuras 2. 19 e 2.20 apresentam o aparelho de nanoindentação e a amostra posicionada.

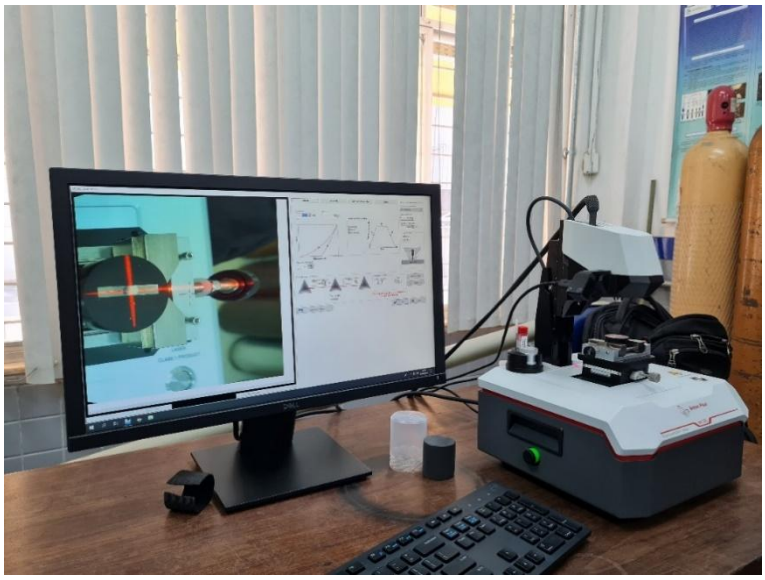


Figura 2.19 - Aspecto do aparato para medição via Nanoindentação.

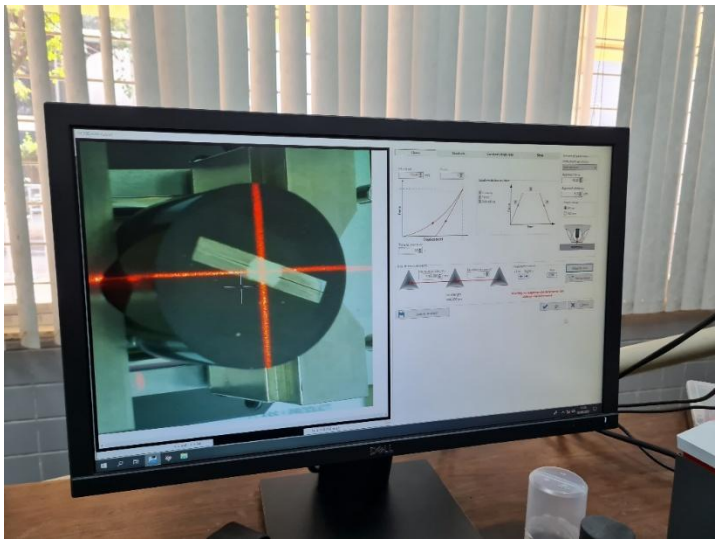


Figura 2.20 - Detalhe da tela mostrando o ponto analisado.

A área seccional do indentador é dada por: (Ma&Clark,1995):

$A_p=24{,}56h^2_f$, onde: (2.8)

h_f= Altura correspondente à deformação residual (plástica),

logo:

$H_i=\frac{P}{A_p}$,onde P é a carga aplicada (curva de carregamento) (2.9)

A nanoindentação pode ser utilizada para obtenção da dureza e módulo de elasticidade do material, inclusive para revestimentos finos. O módulo de elasticidade instrumentado é dado pela fórmula: (Oliver&Pharr, 1992).

$$\frac{1}{E_r}=\frac{\left(1-\upsilon_s^2\right)}{E_{IT}}+\frac{\left(1-\upsilon_i^2\right)}{E_i}, \text{ onde} \quad (2.10)$$

E_r=módulo de elasticidade reduzido,

E_{IT}=módulo de elasticidade instrumentado,

E_i=módulo de elasticidade do indentador.

ν_s= coeficiente de Poisson do material indentado

É conhecida também esta relação:

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2}\frac{S}{\sqrt{A_p}} \tag{2.11}$$

$$S = \frac{dP}{dh} \quad \text{(Taxa de descarregamento)} \tag{2.12}$$

Por Oliver &Pharr (1992):

$$E_{IT} = \frac{\left(1-\upsilon^2\right)}{\frac{1}{E_r}} - \frac{1-\upsilon_i^2}{E_i} \tag{2.13}$$

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 MICROGRAFIA POR MICROSCOPIA ÓPTICA E MEV

3.1.1 Amostra MB

As Figura 3.1 e Figura 3.2 mostram os aspectos microestruturais do substrato e do revestimento, presente neste tipo de aço 22MnB5, obtidos por MO.

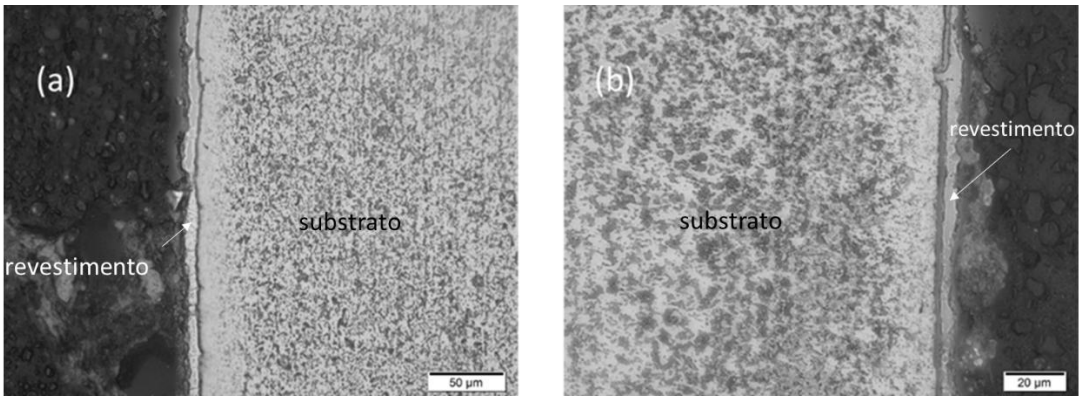


Figura 3.1 – Vista V1T: Micrografia do MB transversal à direção de laminação (a) ampliação 500X (b) ampliação 1000X. Ataque: Nital a 2%. MO.

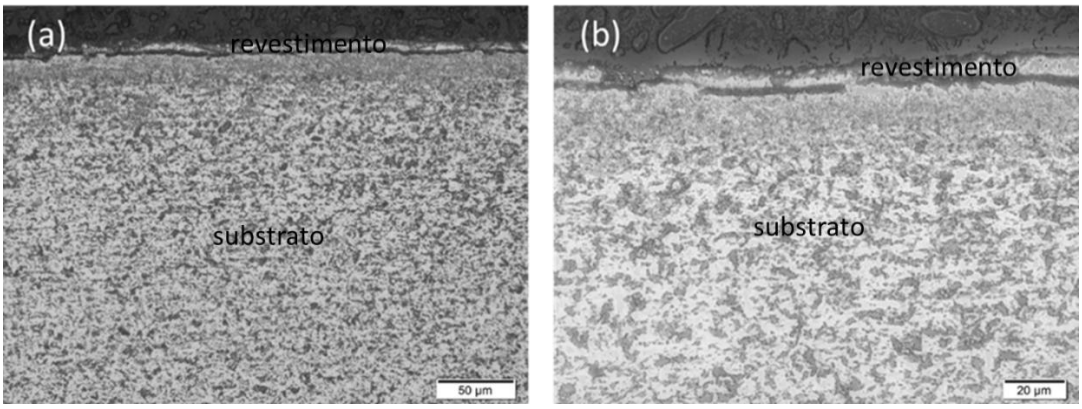


Figura 3.2 – Vista V1P: Micrografia do MB (a) ampliação paralela à direção de laminação 500X (b) ampliação 1000X. Ataque: Nital a 2%. MO.

Com respeito ao ataque realizado para definir o revestimento GA, Jordan *et al.* (1993) sugeriram um ataque que daria melhores resultados, consistindo de uma mistura de ácido pícrico 1% em álcool amílico e ácido nítrico 1% em álcool amílico. O procedimento ainda envolve o uso de ácido hidrofluórico e etanol. Quanto ao substrato, o ataque com Nital e o aspecto ao microscópio ótico é condizente com o tipo de aço, podendo ser citado o trabalho de Costa *et al.* (2019), entre outros.

Nesta condição, foi notada uma microestrutura com bandas (*banded*) mesmo que tenha havido recozimento no processo de fabricação. As imagens são parecidas às obtidas por Khalid *et al.* (1999), que estudaram um aço ARBL (alta

resistência de baixa liga), com 0,26% de C, cuja microestrutura está mostrada na Figura 3.3.

.

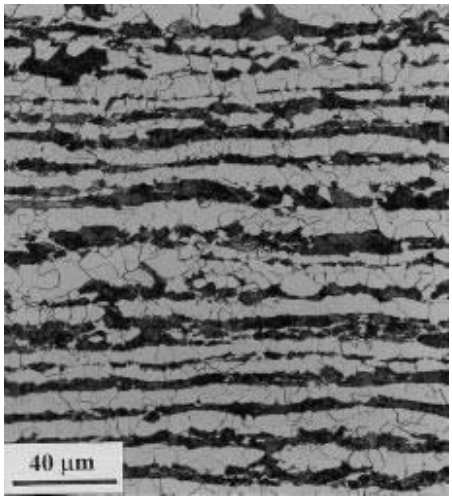


Figura 3.3 – Aspecto da microestrutura do aço estudado por Khalid *et al.* (1999).

A superfície da superfície V1P (conforme croqui, Figura 3.1), foi analisada no MEV do laboratório NANOFAB/UERJ, de modo a obter um melhor detalhamento da microestrutura. Os resultados estão mostrados na Figura 3.4, com melhor delineamento dos contornos.

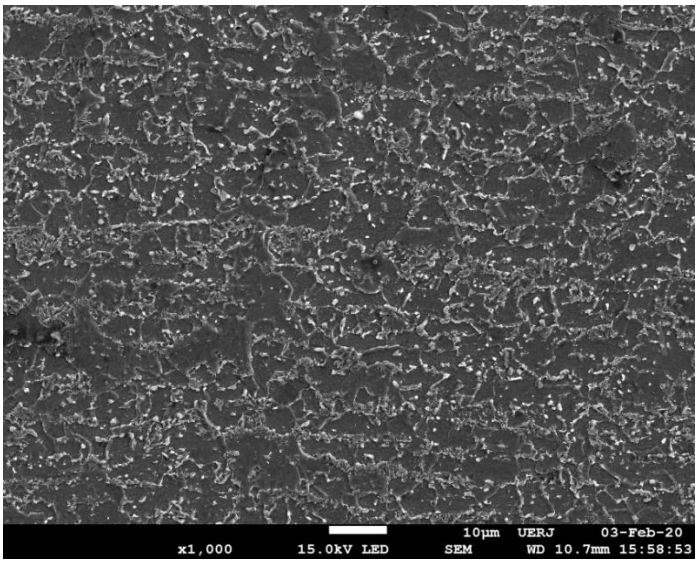


Figura 3.4 – Metal base, ampliação 1000X. Condição:como recebido. MEV.

3.1.2. Metal de solda e ZTA

A amostra estudada foi a condição de 85% de potência máxima (Figura 3.6 a 3.11), pois foram as que deram melhores resultados no ensaio de cisalhamento, e são notados nas regiões micrografadas os grãos de ferrita (regiões escuras), com contornos claros podendo ser inclusões e/ou precipitados, tal como a perlita (Figuras 3.6 e 3.7). A fase ferrita apresenta um tamanho de grão médio de 11 µm, correspondente ao tamanho ASTM 3,5, utilizando o método de linha nas imagens obtidas pelo MEV. Não foram encontrados defeitos, como porosidades, microtrincas ou falta de fusão na ZF nas juntas soldadas.

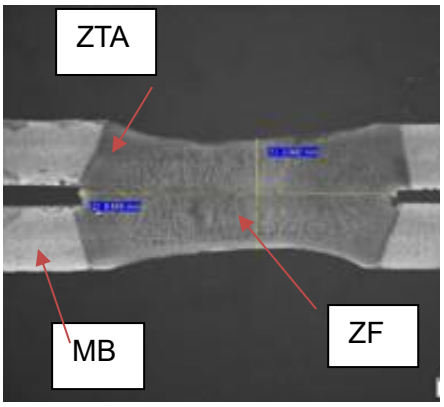


Figura 3.5 - Detalhe da junta soldada indicando suas regões (soldada a 85%). MO.

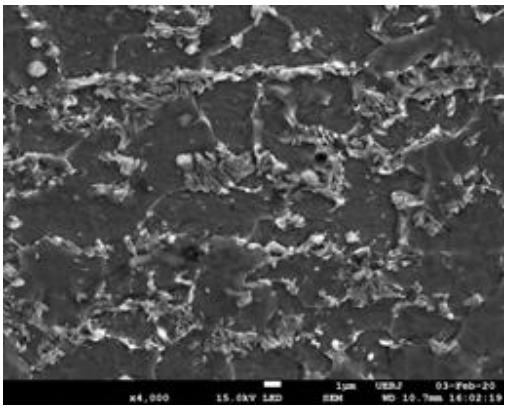


Figura 3.6 – Metal base 4000X. MEV.

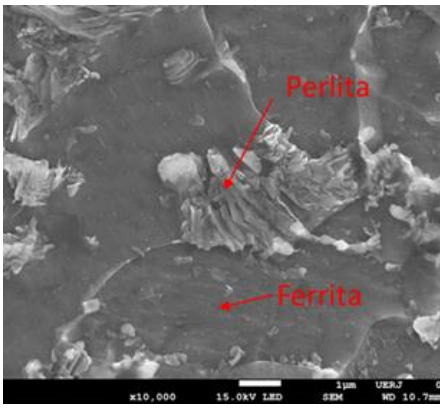


Figura 3.7 - Metal base, 10000X. MEV

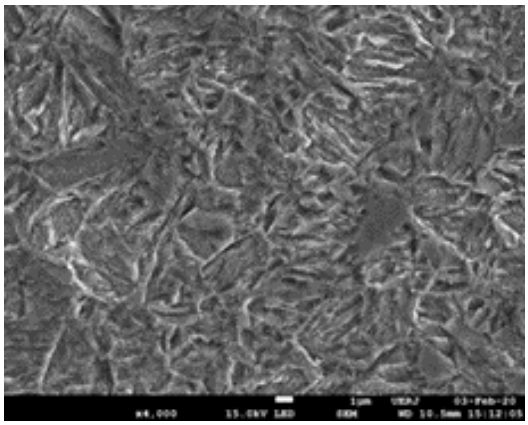


Figura 3.8 - Zona de fusão,4000X,MEV

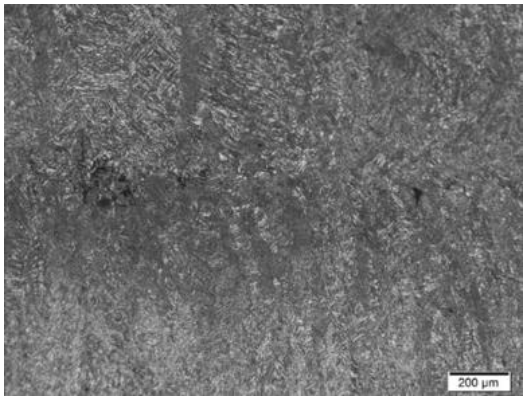


Figura 3.9 - Zona de fusão, MO

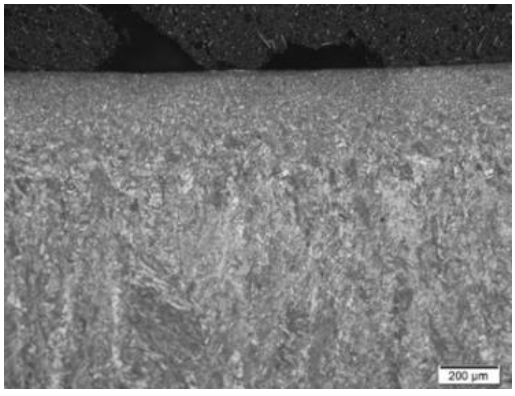


Figura 3.10 - Zona de indentação, MO

Pode-se analisar a microestrutura da zona fundida (ZF), na Figura 3.9, comparando-a com a mostrada por Paveebunvipak e Uthaisangsuk (2018), onde demonstram que o aço 22MnB5 apresenta provavelmente estrutura totalmente martensítica. Tal microestrutura é mostrada na Figura 3.11.

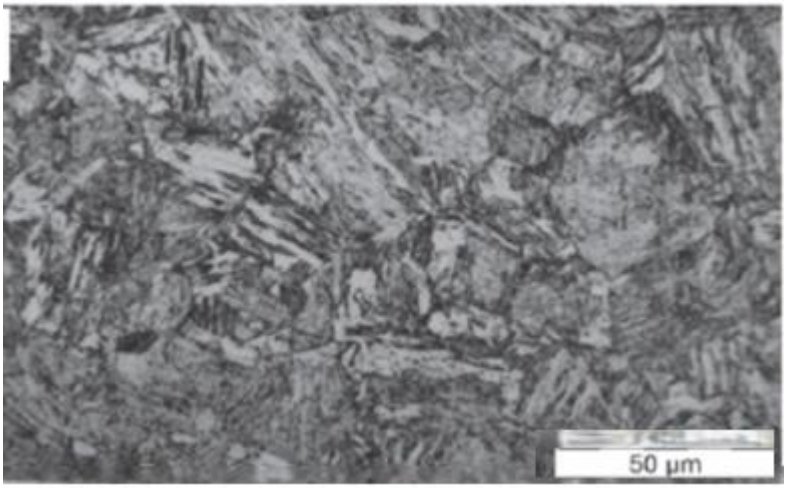


Figura 3.11 – Microestrutura martensítica da zona fundida. Fonte: Paveebunvipak e Uhtaisangsuk, 2018 (modificado). Condição: Temperada ao ar.

3.2 PERFIS DE MICRODUREZA

Os perfis de microdureza (Figuras 3.1 e 3.13) obtidos das juntas para 65% e 85% indicam o aumento da dureza na região da lente, o que é coerente com os resultados apresentados por Jonardhan *et al.* (2020), onde a dureza tem um valor mínimo na região do metal base, apresentando uma curva ascendente na ZTA e mantendo um valor médio máximo na região da lente (MS). Neste trabalho a dureza começa em 200HV (metal base) e vai até 600 HV (ZF ou lente). A magnitude da microdureza é máxima na região de solda devido à formação de martensita em

ripas (*lath*) e a presença de ferrita combinada com alta fração de pacotes de martensita na microestrutura desta região. A dureza do metal base é menor porque não sofreu nenhuma mudança microestrutural devido ao ciclo térmico do processo de soldagem (Jonardhan *et al.*, 2023). Foi utilizado o microdurômetro Instron 5985 do LAMAT do CEFET/RJ.

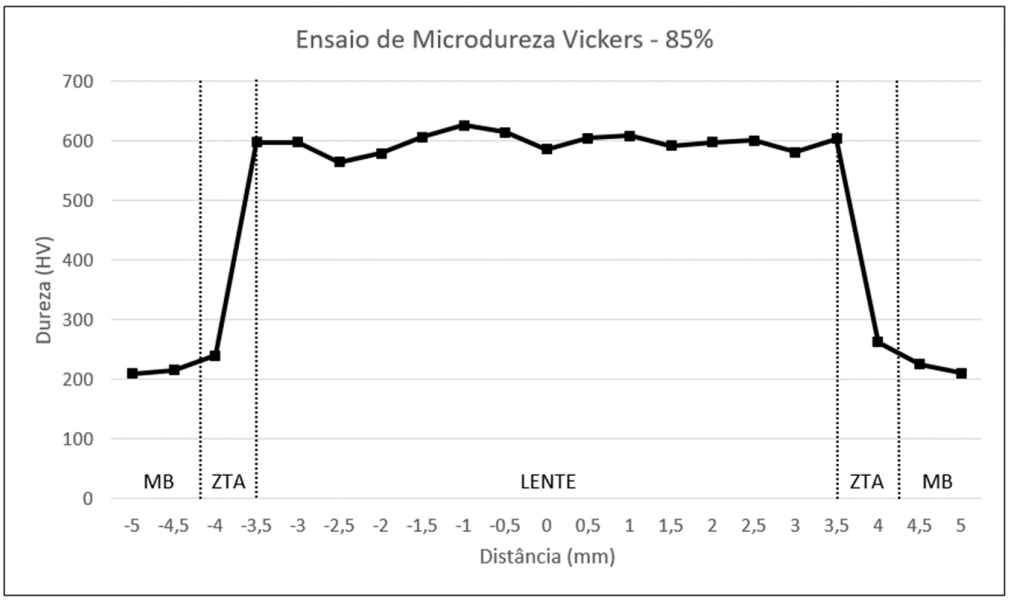


Figura 3.12 - Perfil de microdureza (amostra soldada a 85% da pot. máx., carga de 500 gf)

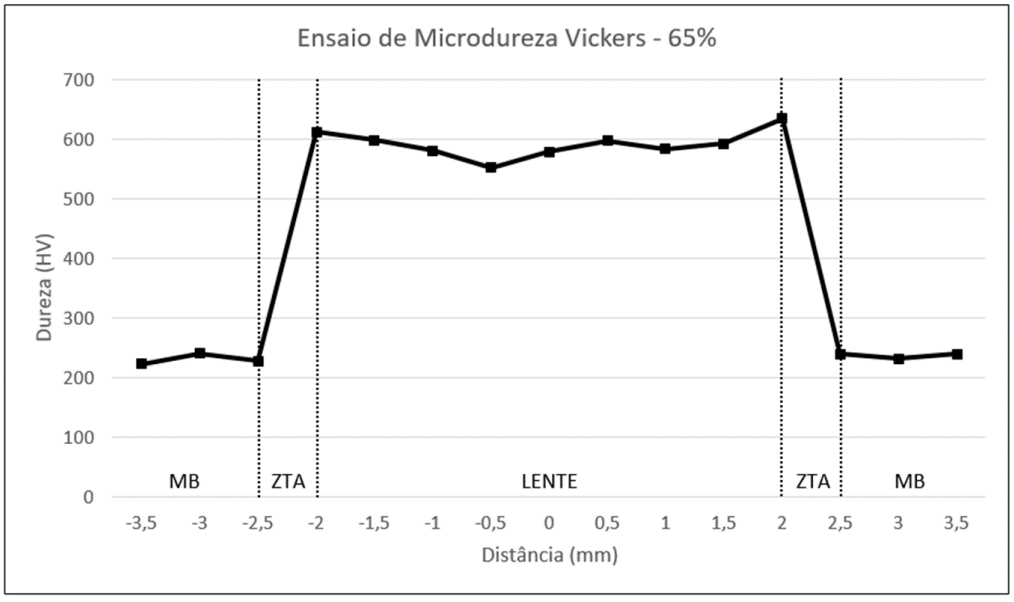


Figura 3.13 - Perfil de microdureza (amostra soldada a 65% da pot. máx., carga de 500 gf.)

3.3 APLICAÇÃO DO MODELO DE NIX–GAO ÀS MEDIÇÕES DE DUREZA

3.3.1 Metal Base (MB)

Através do procedimento descrito no Capítulo 2, foi gerado um gráfico com as medições de microdureza Vickers contra indentação, para a amostra MB, mostrado na Figura 3.14.

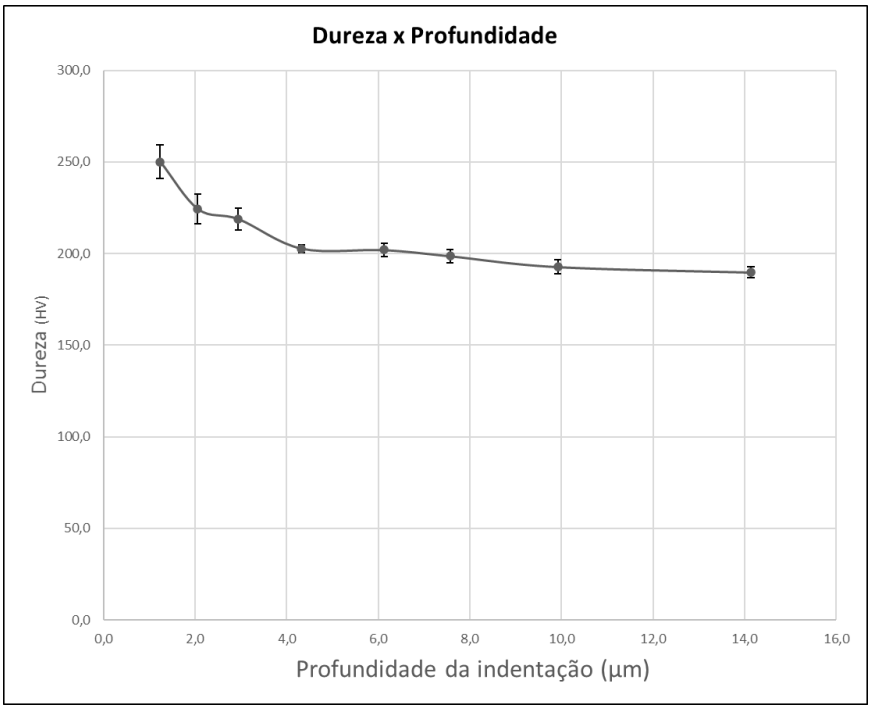


Figura 3.14 – Curva Microdureza *vs*. Indentação no metal base.

Pôde–se notar um ligeiro aumento do desvio padrão conforme a carga de indentação diminui. De modo a verificar o nível de erro devido à limitação de ampliação do microdurômetro, as indentações correspondentes às cargas de 50 gf, 25 gf e 10 gf foram medidas no MEV, de modo a verificar o erro experimental devido à magnificação. As comparações são mostradas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Comparativo do erro, devido à magnificação, nas análises de microdureza Vickers (MV).

MICRODUREZA VICKERS (HV)			
Carga (gf)	**50**	**25**	**10**
MEV (3500X)	213,3	209,7	215,8
Microdurômetro (Ampliação 400X)	218,5	223,6	250,7
Diferença (%)	2	6	14

Como visto na Tabela 3.1, a maior diferença é de 14%, para a carga de 10 gf. Considerando esta diferença não ser significante, foram mantidos os dados obtidos pelo microdurômetro. Exemplo de indentação observada no MEV é mostrada na Figura 3.15.

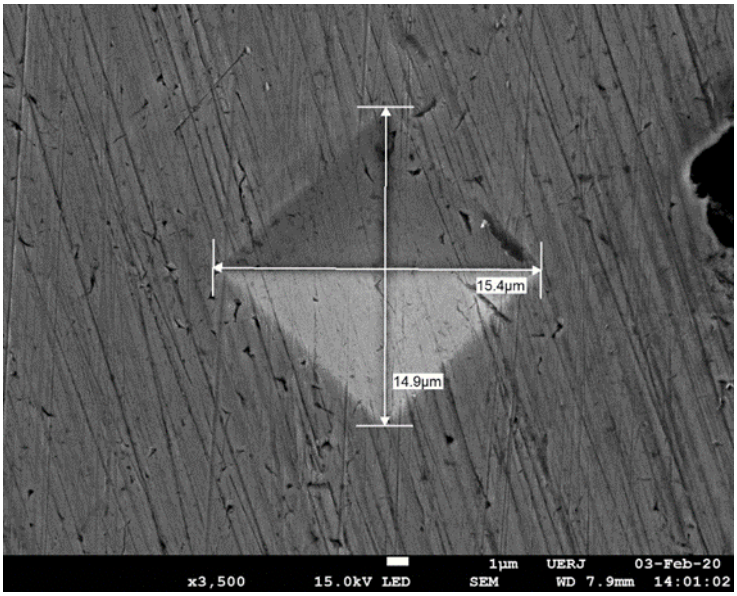


Figure 3.15 - Micrografia obtida por MEV para carga de 25 gf, no metal base. Condição: como recebido.

Tomando como H_0 a dureza média do material, sendo a correspondente à indentação com a maior carga, foi preparado o gráfico H/H_0 x $1/h$, a fim de obter a reta, cujo coeficiente angular é h^* (NIX & GAO,1998, ABU-ALRUB, 2010), conforme

Figura 3.16. h* é a medida característica que depende da forma do indentador, módulo de cisalhamento e H_0 (NIX & GAO, 1998).

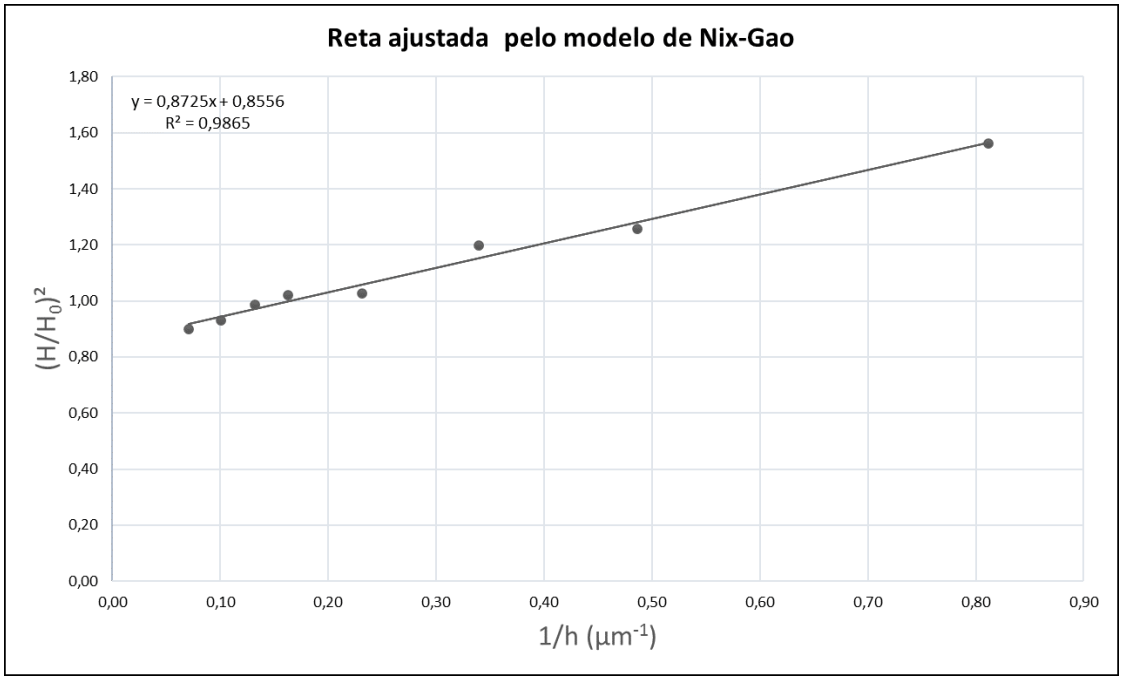


Figura 3.16 – Reta ajustada conforme modelo de Nix-Gao.

A reta é importante por demonstrar o espalhamento dos dados. No caso, o parâmetro R2 obtido de 0,9875, demonstra um bom ajuste.

3.3.2 Zona Fundida (ZF)

O método de Nix-Gao para obtenção do efeito de escala de indentação foi aplicado na amostra A, na região da zona fundida (ZF). A relação dureza x profundidade de indentação é apresentada na Figura 3.17.

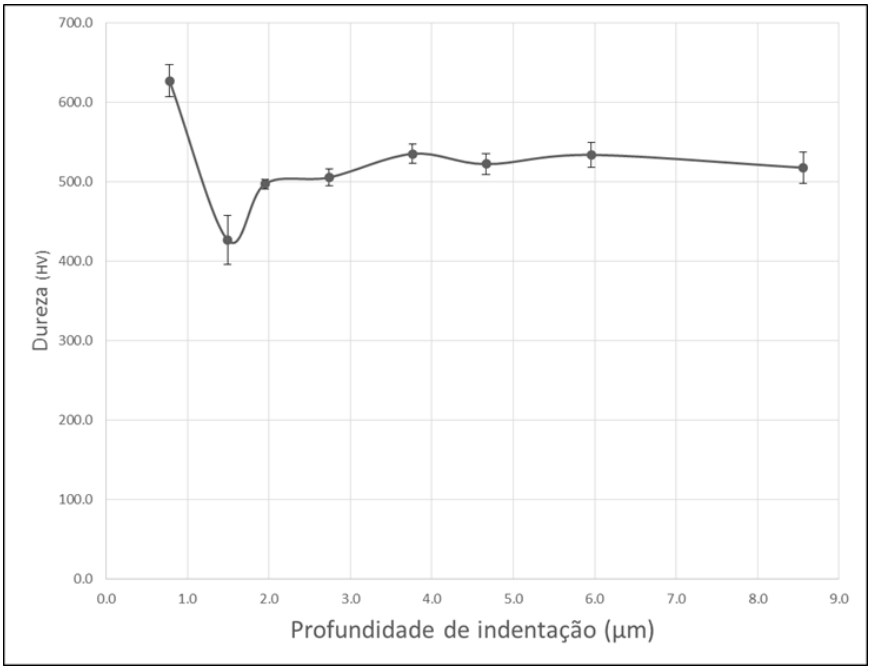


Figura 3.17 – Relação Dureza *vs.* Profundidade de indentação na amostra A.

É possível notar uma diminuição da dureza na profundidade de 1,5 µm, o que não era esperado. Pode-se explicar este comportamento como devido a alguma falha na preparação da amostra ou erro de leitura no microdurômetro.

A reta ajustada pelo método de Nix-Gao é apresentada na Figura 3.18.

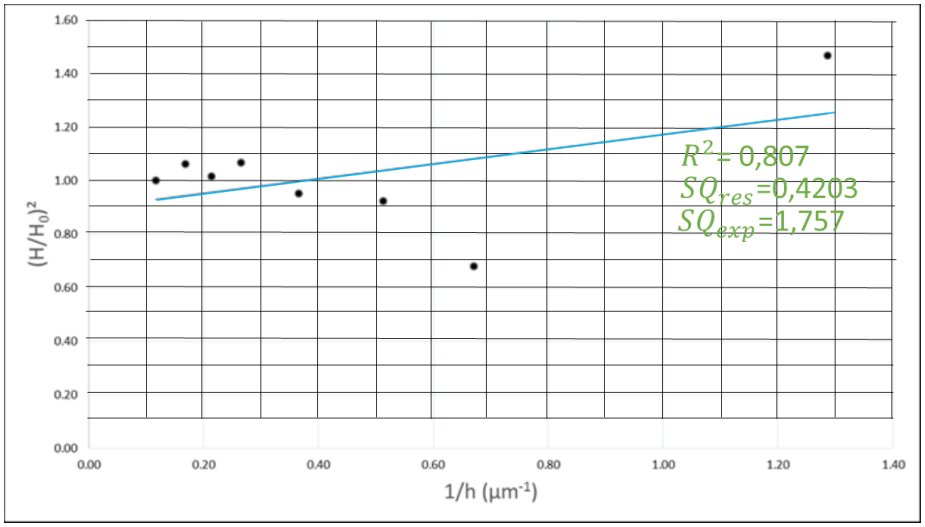


Figura 3.18 – Reta ajustada para amostra A.

Nota-se que na amostra A ocorre um espalhamento de dados muito grande, desta forma optou-se pelo não prosseguimento nos cálculos devido ao grande erro envolvido.

Com relação à amostra B, o comportamento dureza x profundidade de indentação é mostrado na Figura 3.19, apresentando o comportamento esperado de aumento da dureza com a diminuição de carga indentada. Este aumento de dureza é esperado e é coerente conforme Nix & Gao, 1998, Ameri *et al*., 2017).

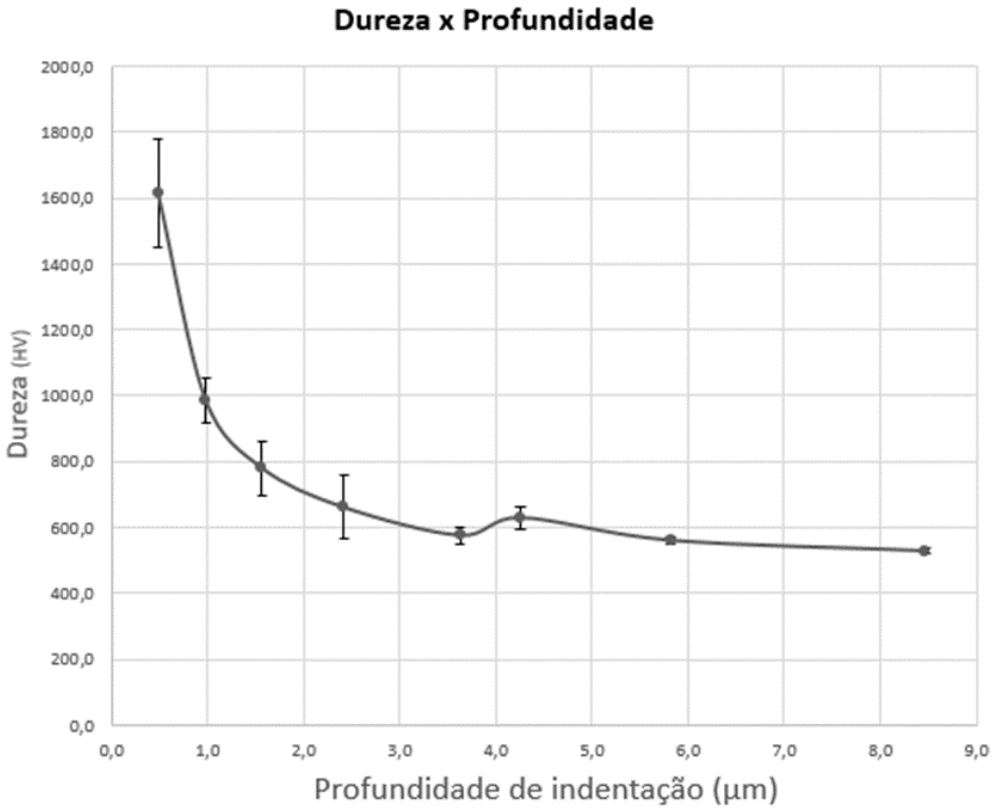


Figura 3.19 – Curva dureza x indentação da amostra B.

A reta ajustada pelo modelo Nix-Gao é apresentada na Figura 3.20.

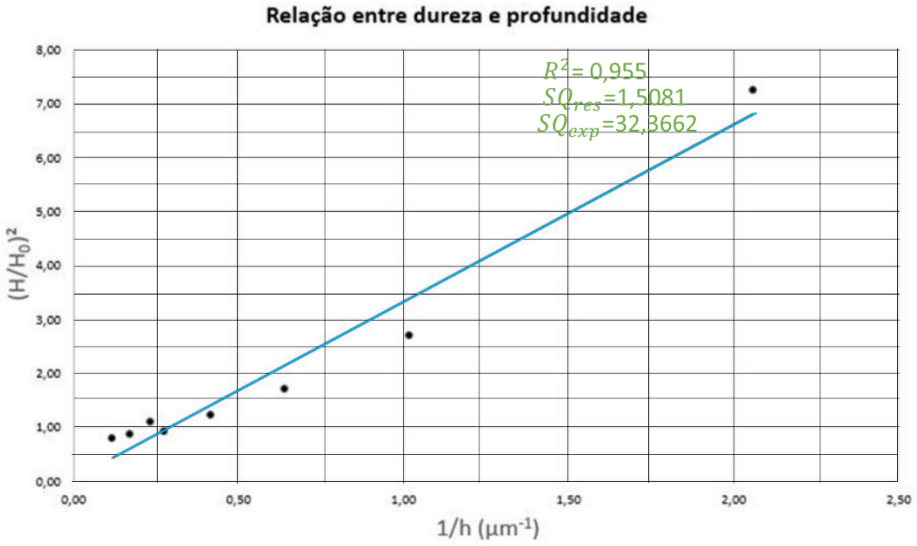


Figura 3.20 – Reta ajustada para amostra B.

Avaliando os resultados obtidos em todas as regiões estudadas podemos concluir que para a amostra do metal base, a reta traçada está bem ajustada. Para a amostra A os resultados obtidos foram desconsiderados. Para a amostra B, a reta ficou bem ajustada, de forma similar à da amostra MB. Em relação aos parâmetros característicos, a Tabela 3.2 resume:

Tabela 3.2 - Coeficientes h* calculados

Amostra	h* calculado
Metal Base	0,8
A (metal de solda)	0,33
B (metal de solda)	3,2

3.4 AVALIAÇÃO DA DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS

3.4.1 Metal Base (amostra MB)

Com a Equação (1.30) foi possível traçar os gráficos correspondentes a cada indentação, como pode ser observado na Figura 3.21:

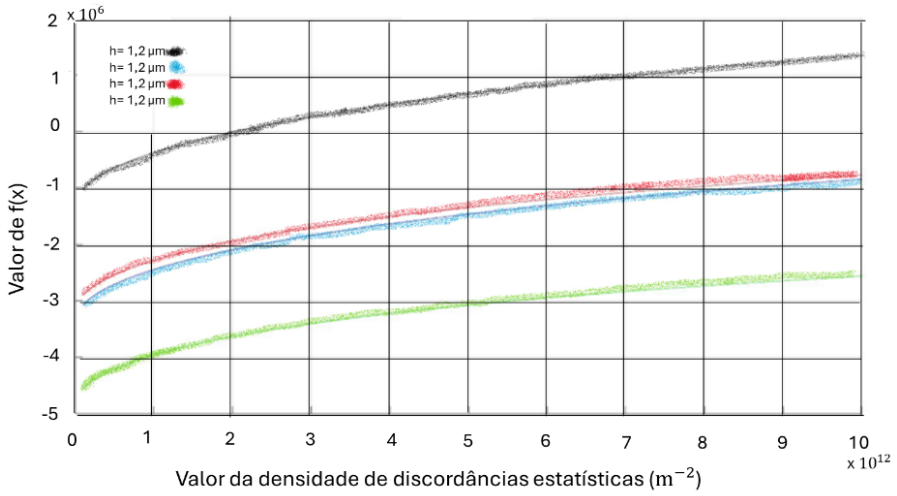


Figura 3.21 – Função f(x) obtida para as diferentes indentações.

De modo a obter os valores que zeram a função f(x) de forma mais precisa, o método de Newton-Raphson foi utilizado, utilizando-se o programa MATLAB, e obteve-se os resultados apresentados na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Densidades de discordâncias do metal base obtidas pelo cálculo.

h (µm)	ρ_G(m^{-2})	ρ_S(m^{-2})
1,2	1,03 x 10^{14}	2,04 x 10^{12}
2,1	5,87 x 10^{13}	2,22 x 10^{13}
2,9	4,25 x 10^{13}	2,27 x 10^{13}
4,3	2,87 x 10^{13}	8,30 x 10^{14}
MÉDIA	**5,82 x 10^{13}**	**2,19 x 10^{14}**

Para o metal base, a Equação (2.4) foi resolvida e o valor de ρ_s foi calculado, obtendo-se um valor médio 2,19 x 10^{14} m^{-2}. Da Equação (1.8), obtém-se o valor médio de ρ_G=5,82 x 10^{13} m^{-2}.

Se ρ_T for considerado como a soma de ρ_S e ρ_G, então seu valor será obtido pela Equação (3.1) abaixo:

$\rho_T = \rho_S + \rho_G$=2,77x 10^{14} m^{-2} (3.1)

De acordo com Al-rub &Faruk (2010), a densidade de discordâncias total não pode ser calculada como a simples soma dos dois tipos. Demonstram que:

$$\rho_T = \left(\sqrt{\rho_S} + \sqrt{\rho_G}\right)^2 \quad (3.2)$$

Logo, para o metal base,

ρ_T= 5,034 x 10^{14} m^{-2}

Optando-se por trabalhar com a média dos dois cálculos, tem-se:

ρ_T= 3,9 x 10^{14} m^{-2}

A Tabela 3.4 apresenta um comparativo entre os valores obtidos no presente experimento e os de Ameri et *al.* (2017) e Tanaka *et al.* (2020):

Tabela 3.4 – Comparação dos valores de densidade de discordâncias (em m^{-2})

ρ_T	Ameri *et al.* (2017)	Tanaka *et al.* (2020)
3,9 x 10^{14}	5,54 x 10^{14}	1 x 10^{14}

ρ_T também apresenta um valor consistente quando comparado ao trabalho de Tanaka *et al.* (2020), que fez seu estudo com aço IF (*interstitial free*). É natural que a distribuição de discordâncias no aço 22MnB5 seja maior que no aço IF, demonstrados na Figura 1.55, em função da diferença do teor de carbono e outros elementos.

3.4.2 Zona Fundida (Amostra A e Amostra B)

De forma análoga ao que foi feito para a amostra MB, foi aplicado o cálculo para a densidade de discordâncias zona de fusão, chegando-se aos valores demostrados na Tabela 3.5 .

Tabela 3.5 – Densidade de discordâncias na zona fundida.

h (μm)	$\rho_G(m^{-2})$	$\rho_S(m^{-2})$
0,5	1,97 x 10^{15}	5,44 x 10^{14}
1	9,86 x 10^{14}	1,86 x 10^{15}
1,6	6,16 x 10^{14}	3,87 x 10^{15}
2,4	4,11 x 10^{14}	1,61 x 10^{16}
MÉDIA	**9,96 X 10^{14}**	**5,59 X 10^{15}**

Nas equações 3.3 e 3.4 são calculadas as densidades de discordâncias totais.

$$\rho_T = \rho_S + \rho_G = 6{,}59 \text{ X } 10^{15} \text{ m}^{-2} \tag{3.3}$$

$$\rho_T = \left(\sqrt{\rho_S} + \sqrt{\rho_G}\right)^2 = 1{,}13 \text{ X } 10^{16} \tag{3.4}$$

A Tabela 3.6 resume os resultados obtidos em relação às medições de densidade de discordância entre metal base e zona de fusão.

Tabela 3.6 – Comparativo das densidades de discordâncias na zona fundida.

	Metal Base	Zona Fundida
ρ_S	2,19 x 10^{14}	9,96 X 10^{14}
ρ_G	5,82 x 10^{13}	5,59 X 10^{15}
$\rho_S + \rho_G$	2,77x 10^{14}	6,59 X 10^{15}
$\left(\sqrt{\rho_S} + \sqrt{\rho_G}\right)^2$	5,034 x 10^{14}	1,13 X 10^{16}
MÉDIA	**3,90 x 10^{14}**	**8,94 x 10^{15}**

Como pode ser visto, a zona fundida apresenta valores de densidade de discordâncias maiores do que no metal base. Este resultado é esperado, considerando que a zona fundida tem maior resistência do que o metal base. Estes resultados estão de acordo com vários autores (Meyers & Chawla,2009, Barrret *et al*., 1972).

Analisando os resultados obtidos, é possível admitir a importância da metodologia adotada em termos de medições de densidade de discordâncias. Está claro na literatura que o termo densidade de discordâncias é tema em vários trabalhos recentes (Cappola & Li, 2024; Tekumalla *et al.*(2023) Zhou *et al.*, (2024), Zhang *et al*, (2025)). Estes artigos produzem avaliações precisas de densidade de discordâncias, contudo, eles frequentemente utilizam técnicas complexas que são difíceis para implementar na indústria, por exemplo. No caso da metodologia adotada na presente tese, deve-se destacar a importância da preparação da superfície (usando uma técnica mais apurada, como polimento eletrolítico), a obtenção das medições digitalmente (o erro aumenta quando se mede as diagonais), e o modelo de ajuste adotado para a obtenção de valores confiáveis de densidade de discordância.

Adiciona-se a dificuldade de comparar com os resultados de densidade de discordâncias na literatura, pois o material utilizado possui características especiais, além de que juntas soldadas por soldagem por resistência possuem áreas com características totalmente diferentes, principalmente a região da zona de fusão (Lente). Todos estes fatores afetam diretamente na quantificação de densidade de discordâncias.

3.5 ANÁLISES DE TENSÕES RESIDUAIS

3.5.1 Tensões residuais na superfície

Os perfis das tensões residuais obtidos pelas medições em profundidade, por remoção de camadas, através de polimento eletrolítico seguido de difração de raios-X, nos pontos B(2) e D(MS), da amostra SUB, estão apresentados nas Figuras 3.25 e 3.26, respectivamente.

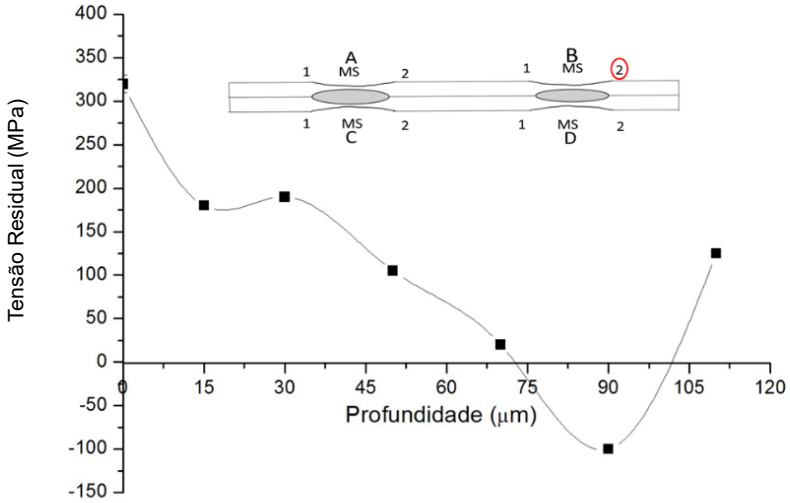


Figura 3.25 – Tensões residuais medidas em profundidade na amostra SUB1, Posição B2.

Analisando o gráfico da Figura 3.25, no ponto B2, onde as tensões residuais foram analisadas até a profundidade de 110 μm a partir da superfície em tração (~350 MPa), é possível perceber que elas se mostraram trativas e estáveis nas camadas subsuperficiais até a profundidade de cerca de 75 μm, quando tiveram sua natureza modificada para compressão (-100 MPa) retornando para trativa logo em seguida, por volta de 100 μm de profundidade. Segundo Guo *et al.*, 2020., as condições de tensão de tração podem afetar adversamente o desempenho do material ou a vida útil do componente, enquanto as condições de tensão de compressão podem melhorar a resistência à fadiga do material. Do ponto de vista microestrutural, aumenta-se a densidade de discordância na superfície, elevando o encruamento superficial , aumentando a dureza e o limite de escoamento da camada superficial, (FILHO,2015).

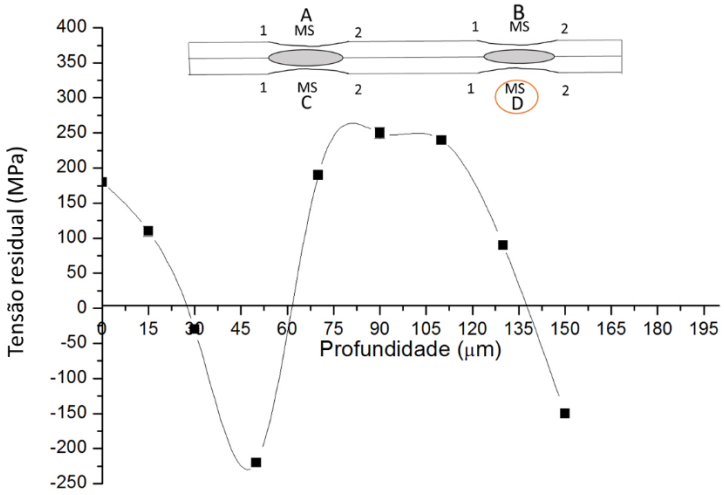


Figura 3.26 – Tensões residuais medidas em profundidade na amostra SUB1, Ponto D MS

Um comportamento diferenciado daquele apresentado no Ponto B2 foi encontrado nas tensões residuais das camadas subsuperficiais do metal de solda do ponto D-MS da amostra SUB1. Ao observar a Figura 3.26, é possível perceber que as tensões residuais na superfície são relativamente baixas (~175 MPa) e com uma profundidade de menos de 30 μm e já se tornam compressivas, atingindo cerca de -230 MPa. Os resultados das tensões subsuperficiais foram obtidos para avaliação inicial da ordem de grandeza das tensões, porém não foram utilizados para comparação com os valores de densidade de discordâncias, devido à ligeira curvatura da superfície, o que impossibilitaria os ensaios de microdureza. Logo, definiu-se que o trabalho seria realizado no grupo de juntas A a D, que seriam seccionadas para tanto as medições de TR (tensões residuais) e microdureza. Os resultados serão detalhados a seguir.

3.5.2 Análises das tensões residuais na seção transversal das amostras de A a D

Foram feitas seções transversais de outras amostras, às quais também foram medidas tensões residuais em pontos específicos. O objetivo de medição é fazer a correlação com a densidade de discordâncias, que serão obtidas via microdureza. As amostras A, B,C e D foram submetidas à medição (Figura 3.27 a 3.30).

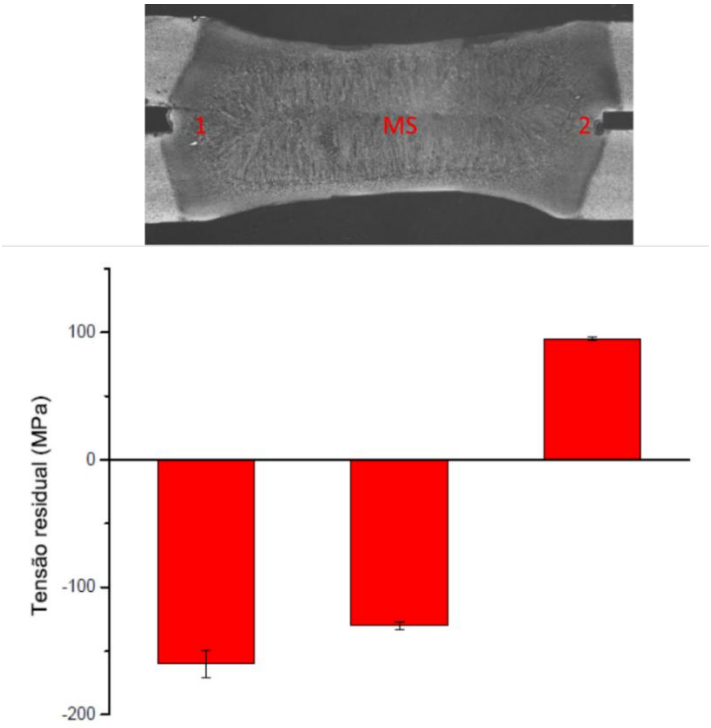


Figura 3.27 – Tensões residuais longitudinais na amostra A (pontos 1, MS e 2, respectivamente).

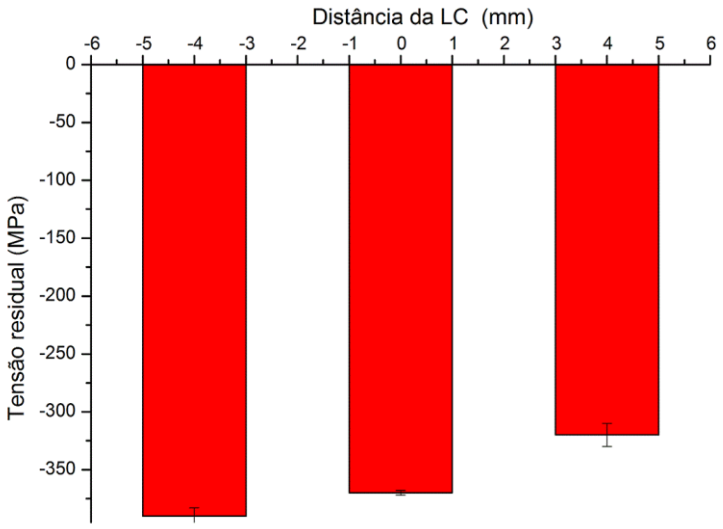


Figura 3.28 – Tensões residuais longitudinais na amostra B (pontos 1, MS e 2, respectivamente).

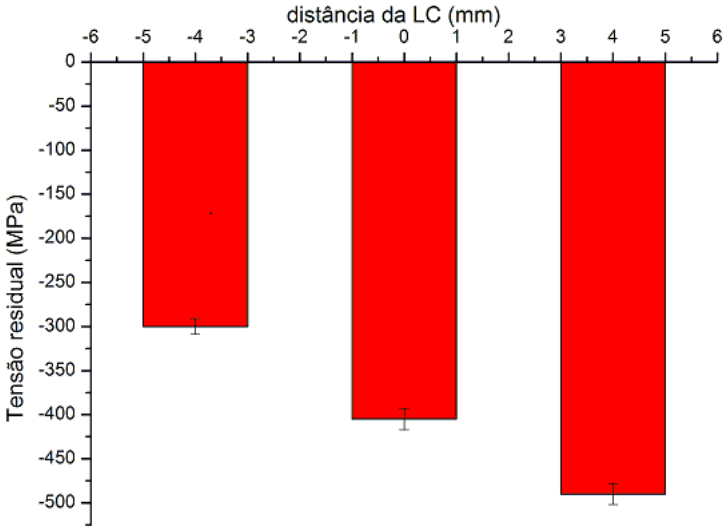


Figura 3.29 – Tensões residuais longitudinais na Amostra C.(pontos 1, MS e 2, respectivamente).

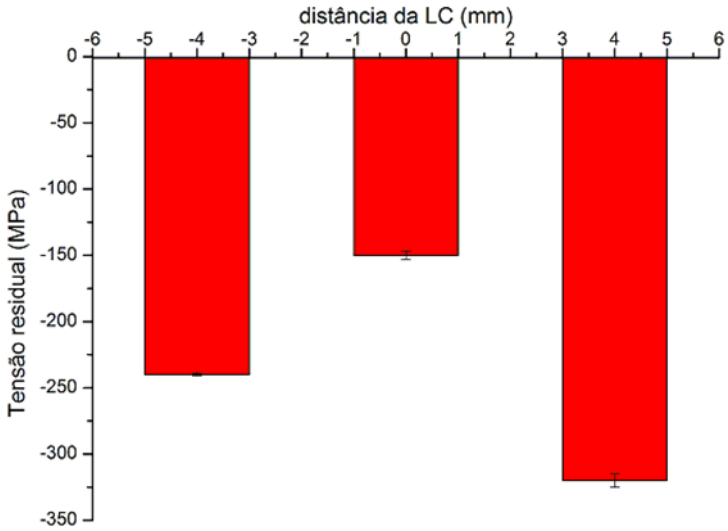


Figura 3.30 – Tensões residuais longitudinais na Amostra D pontos 1, MS e 2, respectivamente).

Cada amostra gera um gráfico com 3 pontos. Existem tanto tensões compressivas, quanto trativas. Quase todas as amostras denotam um caráter compressivo nos pontos da região do metal de solda (ZF). Isto pode ser explicado devido à compressão dos eletrodos durante a fase de soldagem. A maioria dos pontos nas zonas termicamente afetadas (ZTAs) têm valor compressivo, ainda maior que nos pontos centrais das lentes.

Os valores obtidos no presente estudo são maiores do que os valores apresentados no trabalho de Janardhan *et al.* (2020), o que pode ser explicado pela diferença entre os materiais, já que o aço 22MnB5 tem residtência mais elevada.

As tensões residuais analisadas na região do metal de solda (ZF) variaram de -125 a -400 MPa, com uma média de -261 MPa. Foram feitas medições também no metal de base, sendo que na Tabela 3.7 são apresentados os valores obtidos e as médias de cada região.

Tabela 3.7 – Tensões residuais médias (MPa).

	MB	1	ZF	2
A	-140	-150	-125	100
B	-140	-380	-370	-320
C	-220	-300	-400	-450
D	-220	-230	-150	-325
Média	**-180**	**-265**	**-261**	**-249**

Considerando a densidade de discordâncias calculada para o metal de solda e para o metal base tem-se a correlação mostrada na Tabela 3.7:

Tabela 3.8. Relação entre a densidade de discordâncias e tensões residuais no metal de solda e metal base.

Tensões residuais (MPa)	Densidade de discordâncias (m^{-2})
- 261 (MS)	$8,95x\ 10^{15}$
-180 (MB)	$3,90\ x\ 10^{14}$

A região da zona fundida (ZF) apresenta um nível de tensões residuais compressivas (-261 MPa) e densidade de discordâncias de $8,95\ x\ 10^{15}\ m^{-2}$.Já o metal de base apresenta nível de tensões residuais menor (-180 MPa) , assim como a densidade de discordâncias ($3,90\ x\ 10^{14}\ m^{-2}$).

Comparando com outros artigos (Long *et al.*,2007, Laska *et al.*, 2023), os resultados são coerentes. Long *et* al. (2007), também estudaram o efeito da tensão residual e densidade de discordância em soldagem por resistência a ponto sob carga de fadiga e encontraram valores de tensão residual e densidade de discordância menores no metal base. A diferença é que foram utilizadas amostras analisadas por microscopia eletrônica de transmissão (MET), muito mais complexa e onerosa. Analisando os resultados deste artigo e os da tese, que versam sobre

soldagem por resistência, pode-se concluir que a quantificação de densidade de discordâncias depende dos parâmetros usados durante a soldagem, bem como das características microestruturais do metal base, principalmente da sua composição química.

Laska *et al*.(2023) também estudaram a densidade de discordância em juntas soldadas obtidas por soldagem por fricção e encontraram valores elevados na zona fundida ($1{,}419 \times 10^{13}\ m^{-2}$) e metal de base ($8{,}225 \times 10^{13}\ m^{-2}$), ou seja, comportamento similar ao encontrado na presente tese. Os parâmetros do processo durante a soldagem têm um efeito crucial na quantidade de calor e tensões introduzidas durante o processo e, portanto, influenciam as tensões residuais, a densidade de discordâncias e a mobilidade, o que pode ter um impacto fundamental nas propriedades das soldas produzidas.

Analisando alguns artigos que correlacionaram tensão residual com densidade de discordâncias, nota-se que existe dificuldade na obtenção de valores confiáveis de densidade de discordância. Roy *et al*., (2006), por exemplo, estudaram a relação entre tensão residual e densidade de discordâncias em ligas martensíticas trabalhadas a frio e observaram que a densidade de discordâncias aumentou sob níveis mais elevados de redução a frio, o que foi associado a uma tensão residual maior. Neste caso a medição de densidade de discordância foi feita a partir de microscopia eletrônica de transmissão (MET), que é bastante complexa em termos de preparação das amostras, bem como a análise dos resultados.

Sato *et al*. 2013, analisaram a distribuição de discordâncias de fios de aço perlítico trefilados a frio usando a análise de perfil de linha baseada na dispersão de energia de raios-X. A densidade de discordâncias aparentemente diminuiu com o aumento da distância do centro do fio. A aparente maior densidade de discordâncias no centro do fio pode ser devida à microdeformação induzida pela alta tensão compressiva no centro do fio. Todos esses trabalhos apresentam maior densidade de discordâncias, como as obtidas neste trabalho. A vantagem do método de microdureza é sua praticidade, quando comparado às técnicas de microscopia eletrônica de transmissão, difração de raios-X (SOUSA, 2014).

Assim sendo, é possível perceber que a correlação entre os resultados obtidos entre densidade de discordância e tensão residual depende de vários fatores. As diferenças de valores se devem à dificuldade de encontrar material e condições de soldagem similares, mas é importante destacar que o comportamento entre densidade de discordâncias e tensão residual são similares aos encontrados

nos estudos referenciados. A metodologia também é diferenciada da maioria dos artigos tendo em vista que cada um estudou materiais específicos. A escolha de estudar junta soldada foi um desafio, devido a variação de propriedades mecânicas entre as regiões estudadas. Os resultados indicam que a metodologia é sensível a estas variações entre as regiões. Com relação às tensões residuais, a técnica já é consolidada e mostrou coerência com os resultados nas regiões e comportamento similar ao da densidade de discordâncias.

A metodologia de medição da densidade de discordâncias tem a vantagem da versatilidade, mas depende da precisão da medição e das propriedades mecânicas do substrato e da zona de fusão, quando se utiliza uma junta soldada por resistência a ponto. A escolha do modelo de ajuste também é crucial para calibrar os resultados obtidos com as medições e cargas utilizadas na microdureza. Estes resultados, deve-se destacar, serão utilizados imediatamente na indústria automotiva, onde o aço e o processo de soldagem são utilizados.

Para mostrar como é importante o estudo dessa correlação, Tekumalla *et al.* (2024) estudaram a influência das estruturas de discordâncias e tensões residuais em ligas manufaturadas aditivamente; o que é um dos mais estudados processos no momento. A diferença principal é que foi utilizada a técnica EBSD *(electron backscatter diffraction*) para quantificação da densidade de discordâncias, que exige uma preparação especial da superfície, assim como a análise dos resultados é complexa.

Finalmente, outro desafio nesse trabalho é a dificuldade em analisar e correlacionar propriedades. A variação da dureza com a microestrutura envolvida é difícil, pois o metal base e a ZTA são muito diferentes, tornando sua análise complexa. O mesmo acontece com as tensões residuais. Todas essas características influenciam os resultados de densidade de discordâncias (TEKUMALLA *et al.*, 2024).

3.6 NANOINDENTAÇÃO

A Figura 3.31 apresenta a curva de nanoindentação na região do metal base para a condição 85% de potência.

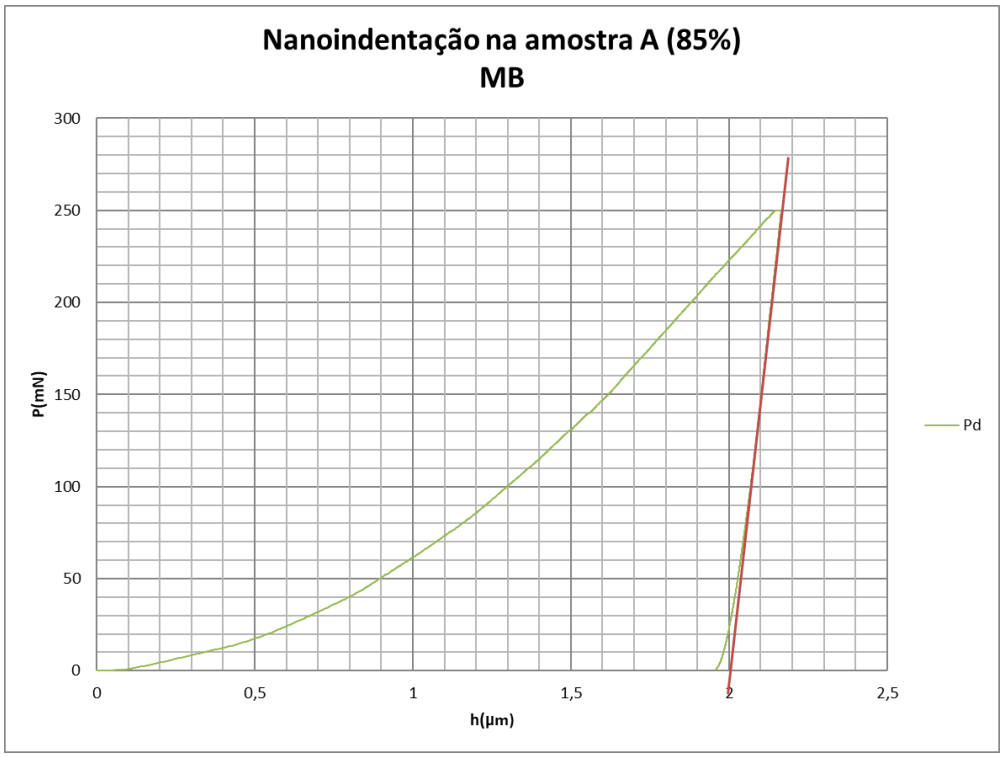


Figura 3.31- Curva de nanoindentação força x penetração do metal base.85% de potência máx.

As coordenadas máximas das curvas são:

P_{max} = carga máxima aplicada = 250 mN

h_{maxv}= profundidade máxima = 2,15µm

h_{res}= profundidade residual após o descarregamento = 1,95 µm

S= 1667 mN/µm.

A_p= 113,5 μm^2.

Por Ma & Pharr (1992):

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2}\frac{S}{\sqrt{A_p}} \qquad (3.5)$$

E_r= módulo de elasticidade reduzido =138,5 mN/μm^2 = 138,5 GPa

$$E_{IT}=\frac{\left(1-\upsilon^2\right)}{\frac{1}{E_r}}-\frac{1-\upsilon_i^2}{E_i}=126\ \text{GPa}$$

Já a Figura 3.32 apresenta o resultado do experimento no metal de solda (ZF).

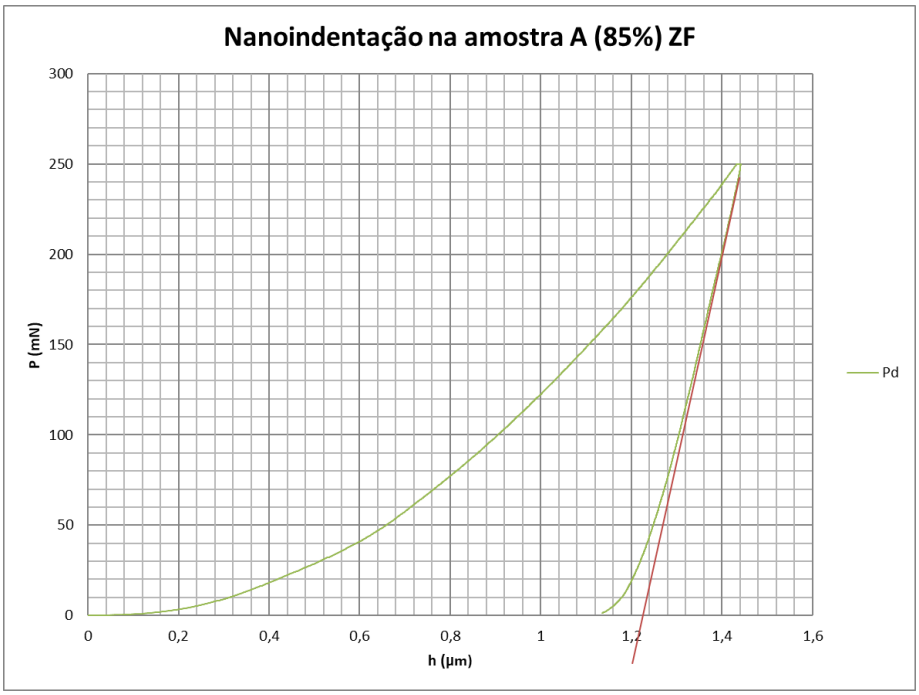


Figura 3.32 - Curva de nanoindentação para a zona de fusão (ZF).85% de potência máx.

As coordenadas máximas das curvas são:

P_{max} = carga máxima aplicada = 250 mN

h_{maxv}= profundidade máxima = 1,41 µm

h_{res}= profundidade residual após o descarregamento = 1,12 µm

S= 1562 mN/µm.

A_p= 34,2 μm^2.

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2}\frac{S}{\sqrt{A_p}} \quad (3.6)$$

E_r = módulo de elasticidade reduzido =344,3 mN/μm^2 = 237 GPa

$$E_{IT} = \frac{(1-\upsilon^2)}{\frac{1}{E_r}} - \frac{1-\upsilon_i^2}{E_i} = 215 \text{ GPa} \quad (3.7)$$

Na Tabela 3.8, é apresentado um comparativo dos módulos de elasticidade:

Tabela 3.8 – Comparativo dos módulos de elasticidade entre metal base e Zona de fusão.

	Metal de base	Zona de Fusão
Módulo de elasticidade (GPa)	126	215

Os resultados obtidos do módulo de elasticidade por nanoindentação estão coerentes com as densidades de discordâncias obtidas nestas regiões. Avaliando-se as curvas, pode-se notar que uma tem indentação máxima de 2,15 μm e outra com indentação abaixo desse valor (1,41 μm) . Tal diferença pode ser explicada em função da diferença de dureza, já que o experimento foi feito tanto no metal base das amostras, quanto no metal de solda. Este comportamento está de acordo com a literatura, pois, segundo Zhao *et al.* (2018), a evolução das redes de discordância é fortemente dependente da orientação da carga, que está associada a diferentes padrões de deformação, quando se utiliza a técnica de nanoindentação.

Outros trabalhos mostram o mesmo comportamento da presente tese, ou seja, valores diferentes entre as regiões analisadas. Para PHAM *et al.* (2014), considerando as propriedades mecânicas como características das microestruturas, a análise estatística foi aplicada para identificar as microestruturas e as frações volumétricas correspondentes em MB, ZTA e ZF. A partir das observações de microscopia ótica e nanoindentação, demonstrou-se que a

nanoindentação é aceitável na verificação das composições microestruturais e das frações volumétricas correspondentes em aço em três diferentes locais da zona de solda.

4 CONCLUSÕES

Na presente tese foi avaliada a correlação entre densidade de discordâncias e tensões residuais em juntas soldadas por resistência elétrica, sendo possível as seguintes conclusões:

1. As juntas soldadas apresentaram microestrutura típica, com grãos alongados na zona fundida (lente), indicando a presença de martensita grosseira e em ripas. As amostras estavam isentas de defeitos, como microtrincas e poros.
2. A curva de microdureza apresentou uma elevação típica nos valores de microdureza na região da zona de fusão (ZF), coerente com os perfis de dureza apresentados em outros trabalhos.
3. A metodologia utilizada para medição de densidade de discordâncias indicou valores diferentes nas regiões das juntas soldadas. O valor médio de densidade de discordâncias obtido para o metal base foi de $\rho_T = 3,9 \times 10^{14}\ m^{-2}$. O valor de densidade de discordâncias obtido para o metal de solda foi de $\rho_T = 8,95 \times 10^{15}\ m^{-2}$. O modelo utilizado para cálculo de densidade de discordância a partir de medições de dureza mostrou ser válido e vantajoso, quando comparado com os outros métodos (MET e difração de raios-X).
4. As tensões residuais analisadas na seção transversal demonstraram comportamentos semelhantes em todas as regiões, na sua maioria os valores médios são compressivos, sendo similares na ZTA e zona fundida (-261MPa), e no metal base apresentou um valor absoluto menor (-180 MPa).
5. Os módulos de elasticidade obtidos pelos ensaios de nanoindentação foram de 126 GPa para o metal base e 215 GPa para o metal de solda, e, em termos qualitativos, são coerentes.
6. É importante notar que a quantificação de densidade de discordâncias depende do processo de preparação da amostra e da condição inicial do material. Neste estudo foi usado um procedimento padrão de preparação mecânica, o que pode ter causado alguma deformação na superfície. Portanto é altamente recomendado a utilização de polimento

eletrolítico, de modo a minimizar esses efeitos. Este trabalho introduz um novo enfoque apresentando uma técnica simples que permitem a obtenção de resultados satisfatórios em quantificar densidade de discordâncias em juntas soldadas.

7. Por fim, este trabalho demonstrou uma nova possibilidade para chegar ao objetivo de cálculo de densidade de discordâncias, mais prático do que os já existentes,

5 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para a continuidade do presente trabalho, são feitas as seguintes sugestões:

1. Utilização da fórmula de Ameri et al (2017) adaptada para juntas soldadas de outros processos de soldagem, com correlação às tensões residuais;
2. Utilização de outros modelos que não sejam o de Ameri et al (2017) e validação experimental;
3. Comparativo de dureza e densidade de discordâncias de outros tipos de materiais ;
4. Procurar uma melhor correlação entre densidade de discordâncias e o método de nanoindentação;
5. Predição de densidade de discordância através de modelagem computacional.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AFSHARI, Davood; SEDIGI, M.; KARIMI, M.R.; BARSOUM, Z. Prediction of residual stress in resistance spot weld. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology: An International Journal*. Emerald Group Publishing Limited. V.88, n. 4. p. 492–497, 2016.

AL-RUB, RASHID K. ABU; FARUK, Abu N.M. Dislocation–based model for predicting size–scale effects on the micro and nano indentation hardness of metallic materials. *International Journal of Materials and Structural Integrity*. Interscience Enterprises Ltd. V.4, n. 2,3,4. p. 251–277, 2010.

AMERI, Ali A. H.; ELEWA, Nancy N.; ASHRAF, Mahmud, ESCOBEDO–DIAZ, Juan P. General methodology to estimate the dislocation density from microhardness measurements. *Materials Characterization*. Elsevier Inc.v.131, p. 324–330, 2017.

AMERICAN WELDING SOCIETY. *Recommended practices for Resistance Welding, C1.1*.M 6th edition.. AWS, Denvers, 2019..

AMERICAN WELDING SOCIETY. *Recommended practices for test methods for evaluating the resistance spot welding behavior of automotive sheet steel materials, D8.9. AWS*, Miami, 1997.

AMERICAN WELDING SOCIETY. *Welding Handbook Volume 3*: Welding Processes, part 2 . Ninth Edition. EUA: AWS, 2007.624 p. Volume 3.

ANASTASSIOU, M.; BABBIT, M.; LEBRUN, J. L. R. Residual Stresses and Microstructure Distribution in Spot–welded Steel Sheets: Relation with Fatigue Behaviour. *Materials Science and Engineering*. Netherlands: Elsevier Sequoia. V. A125. p. 141–156, 1990.

ANTON PAAR. *Instrumented indentation testing (IIT*). Disponível em: https://wiki.anton-paar.com/br-pt/testes-de-indentacao-instrumentada-iit/. Acesso em 28/05/2025.

AO, S.; LI, C.; HUANG, Y.; LUO, Z. Determination of residual stress in resistance spot-welded joint by a novel X-ray diffraction. *Measurement*. Elsevier Ltd. v.161., p. 1-5, 2020.

ARSENLIS, A; PARKS, D.M. Crystallographic aspects of geometrically-necessary and statistically-stored dislocation density. *Acta mater*. Inglaterra: Elsevier Science Ltd. v.47, n. 5, p 1597-1611,1999.

ASHBY, M. F. The deformation of plastically non-homogeneous materials. *Philosophical Magazine*. London: Taylor & Francis. V.21 n.170. p. 399-424, 1970.

ASM International Handbook Committe. *ASM Handbook: Volume 1 Properties and Selection:* Irons Steels and High Perfomance Alloys. EUA: ASM International. 1990. 2521 p.

BARCHUK, M., RÖDER, C., SHASHEV, Y., LUKIN, G., MOTYLENKO, M., KORTUS, J., PÄTZOLD, O., RAFAJA, D., “Correlation between the residual stress and the density of threading dislocations in GaN layers grown by hydride vapor phase epitaxy”, *Journal of Crystal Growth*, v.386, pp. 1-8, Jan. 2014.

BARRET, Craig R.; NIX, William D.; TETELMAN, Alan S. *The Principles of Engineering Materials*. New Jersey: Prentice-Hall, Inc. 1973. 454 p.

BHADESHIA, H. K. D. H. Phase transformations during spot welding of interstitial–free steel. *Proceedings of the International Conference on Interstitial–free Steels*.

India. p 1–11, 2010.

BHADESHIA, H.K.D.H. Material factors. In: TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T. *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel.*Ohio: ASM International, 2002. 499 p., p. 310.

BISWAS, S.; SAMANTA, S.; SINGH, A. K.; BHATTACHARYA, B.; SINGH, S. B. An Overview on the Texture Evolution of Cold Rolled IF Steels and in Coating During Galvanizing and Galvannealing. *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering.* Elsevier, Inc. p. 1-8, 2019.

BROITMAN, Esteban. Indentation Hardness Measurements at Macro–, Micro–, and Nanoscale: A Critical Overview. *Tribol Lett.* Springer. V.65 n 23, pp. 1–18, 2017.

BUDIARSA, I, N.; ANTARA, I., N, G.; KAROHIKA, I.M M., G. Indentation size effect of the Vickers indentation to improve the accuracy of inverse materials properties modelling based on hardness value. IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. IOP publishing: v 248, 2019.

CALLISTER, Willian D. *Materials Science and Engineering:* An Introduction.7ª edição. EUA: John Wiley & Sons, Inc..2007. 975 p.

CAPPOLA, J.; WANG, J.; LI, L. A dislocation-density-based crystal plasticity model for FCC nanocrystalline metals incorporating thermally-activated depinning from grain boundaries. *International Journal of Plasticity*. EUA: Elsevier. n.172. p. 1-27. 2024.

CINDRA FONSECA, M. P. *Evolução do Estado de Tensões Residuais em Juntas Soldadas de Tubulação Durante Ciclos de Fadiga.* Rio de Janeiro,2000. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), COPPE/UFRJ, 2000.

COLOMBO, T. C.; REGO, R.; FARIA, A. R.; OTUBO, J. Processing-induced residual stresses in TWIP steel weld spots*. Materials and Manufacturing Processes*. Taylor & Francis, 2020. pp.1-7.

COSTA, L. L.; BRITO, A. M.G.; ROSIOK, A.; SCHAEFFER, L. Caracterização experimental do aço 22MnB5 na estampagem a quente de peças axiais. *Tecnol. Metal. Mater. Miner..* São Paulo: ABM. v.16, n. 3, p 348-357, 2019.

CUI, I.;YU, YU, C.; JIANG, S.; SUN, X.; PENG, R.L.; LUNDGREN, J; MOVERARE, J. A new approach for determining GND and SSD densities based on indentation size effect: An application to additive-manufactured Hastelloy X. *Journal of Materials Science & Technology*. Elsevier: v. 96. p,295-307, 2021.

DOLFI, J.W. *et al.*. Resistance spot and seam welding. In: O`BRIEN,A.;GUZMAN;C. *Welding Handbook*: Welding Processes, part 2.9ª edição.,vol3.Miami: Welding American Society, 2007, 728 p.

DURST, K.; FRANKE, O.; BÖHNER, A.; GÖKEN, M. Indentation size effect in Ni-Fe solid solutions. *Acta Materialia.Elsevier Ltd*, 2007 v.55,pp. 6825-6833.

FILHO, E. T. de C., *Estudo da evolução das tensões residuais através da difratometria de raios x em aço rolamento submetido a esforços cíclicos*. Universidade Federal do Rio Grande no Norte, 2015. Dissertação de mestrado,

FLOREA, R. S.; HUBBARD, C. R.; SOLANKI, K. N.; BAMMANN, D. J.; WITTINGTON, W. R.; MARIN, E. B. Quantifying residual stresses in resistance spot welding of 6061-T6 aluminum alloy sheets via neutron diffraction measurements. *Journal of Materials Processing Technology*. Elsevier B.V. v.212 p. 2358-2370, 2012.

GESLAIN, Edouard; ROGEON, Philippe; PIERRE, Thomas; POUVREAU, Cedric; CRETTEUR, Laurent. Coating effects on contact conditions in resistant spot weldability. *Journal of Materials Processing Tech*. Elsevier B.V., v.253, p.160–167, 2018.

GOVIK, Alexander. *Modelling of the resistance welding spot process*.Linkonping, 2009, 39 f. Master Thesis. Department of Management and Engineering. Linköpings University.

GRAÇA, S. COLAÇO, R., CARVALHO, P.A., VILAR. Determination of dislocation

density from hardness measurements in metals. *Materials Letters*, Elsevier B.V., v.62, p. 3812–3814, 2008.

GUO, J.; FU, H.; PAN, B.; KANG, R. Recent progress of residual stress measurement methods: A review. *Chinese Journal of Aeronautics*, Elsevier B.V., 2020.

HAYAT, F.; DEMIR, B.; ACARER, M.; ASLANLAR, S. Effect of weld time and weld current on the mechanical properties of resistance spot welded IF(DIN EN 10130–1999) steel. *Kovove, Mater.* v. 47, p.11–17, 2009.

HUANG, X,; SALEK, A; McCULLOCH, D. G.; BRADBY, J.E. Nanoindentation-induced plastic deformation of crystalline diamond. *Diamond & Related Materials*. ELSEVIER B.V. v.156. p. 1-5, 2025.

HULL, D; BACON, D. J. John D. *Introduction to Dislocations.* 3rd edition. Oxford: Pergamon Press. 1984. 255 p.

JANARDHAN, G., KISHORE, K., DUTTA, K., MUKHOPADHYA,Y., “Tensile and fatigue behaviour of resistance spot-welded HSLA steel sheets: Effect of pre-strain in association with dislocation density*”, Materials Science and Engineering A*, v.793, pp. 1-16, 2020.

JIANG, J.; BRITTON; WILKINSON. Measurement of geometrically necessary dislocation density with high resolution electron backscatter diffraction: Effects of detector binning and step size. *Ultramicroscopy*. Elsevier B.V. v. 125, p. 1–9, 2013.

JORDAN, C. E.; GOGGINS, K. M.; BENSCOTER, A. O.; MARDER, A. R. Metallographic preparation technique for hot-dip galvanized and galvannealed coating on steel. *Materials Characterization*. v31: New York: Elsevier Science Publishing. v31 p.107-114, 1993.

KAPOOR, G., CHEKHONIN, P., KADEN, C., VOGEL, K., BERGNER, F.,

Microstructure-informed prediction and measurement of nanoindentation hardness of an Fe-9Cr alloy irradiated with Fe-ions of 1 and 5 MeV energy, *Nuclear Materials and Energy*,, v. 30., pp. 1-19, 2022.

KEELER, Stuart; KIMCHI, Menachem; MOONEY, Peter J. Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0. WorldAutoSteel, apr. 2017.

KHALID, F.A.; FAROOUQUE, M; UL HAQ, A; KHAN, A. Q. Role of ferrite/perlite banded structure and segregation on mechanical properties of microalloyed hot holled steel. *Materials Science and Technology*. IOM Communications, v.15. p. 1210-1215, 1999.

KIMOTO, Naoki; AITO, Takahiro; KAWACHI, Takeshi; HIWATASHI, Shunji. Strengthening mechanism of weld bonded high strength steel joints. *Procedia Manufacturing*. Elsevier B.V., v.15, p.1399–1406, 2018.

KONIJNBERG, P. J.; ZAEFFERER, S.; RAABE, D. Assessment of geometrically necessary dislocations levels derived by 3D EBSD. *Acta Materialia*. Elsevier Ltd.v.99, p. 402–414, 2015.

LANCASTER, J. F. *Metallurgy of welding*. Sixth edition. Cambridge: Abington Publishing, 1999.444 p.

LASKA A.; SZKODO, M.; CAVALIERE, P.; SKA, D. M.. MIZERA J.. Analysis of Residual Stresses and Dislocation Density of AA6082 Butt Welds Produced by Friction Sir Welding .*Metallurgical and Materials Transactions A,* VOLUME 54A, JANUARY 2023.

LIANG, X.Z.; DODGE; JIANG; DONG. Using transmission Kikuchi diffraction in a scanning electron microscope to quantify geometrically necessary dislocation density at the nanoscale. *Ultramicroscopy*. Elsevier B.V. v. 197, p. 39–45, 2019.

LONG, X., KHANNA, S.K., ALLARD, L.F., “Effect of fatigue loading and residual stress on microscopic deformation mechanisms in a spot welded joint”, *Materials Science and Engineering: A*, v.454/455, pp. 398-406, 2007.

MA, Q.; CLARKE, David R.Size dependent hardness of silver single cristals. *Journal of Materials Research.* EUA: Materials Research Society.v.10, n. 4.,p. 853 – 863, 1995.

MACHERAUCH, E., KLOOS, K. H. *Measurements and Evaluation of Residual Stress in Science and Technology*. Ed. by Macherauch, E., Hauk, V., DGM VERLAG, 1987.

MACHERAUCH, E., WOHLFAHRT, H. Diferent sources of residual stress as a result of welding. *International Conference on Residual Stress in Welded Construction and their Effect.* Londres, v.1, p 267–280, 1977.

MARDER, A.R. The metallurgy of zinc–coated steel. *Progress in Materials Science*. Elsevier Science Ltd. v.45, pp. 191–271, 2000.

MASUBUCHI, Koichi. *Analysis of Welded Structures.* Londres: Pergamon Press Ltd., 1980. 642 p.

MATTUCCI, M. A.; CHERUBIN, I.; CHANGIZIAN, P.; SKIPPON. T.; DAYMON, M. R. Indentation size effect geometrically necessary dislocations and pile-up effects in hardness testing of irradiet nickel. Elsevier: Acta Materialia, v.207, 2021.

MCELHANEY, K. W.; VLASSAK, J.J.; W. D. NIX. Determination of indenter tip geometry and indentation contact area for depth-sensing indentation experiments. *Journal of Materials Reasearch*. EUA: Materials Research Society.v. 13, n.5. pp.1300-1306, 1998.

MEYERS, A.M.; CHAWLA, K.K. *Mechanical Behavior of Materials*. Cambridge: Cambridge University Press. 2009. 856 p.

MIKNO, Zygmunt; PILARCZYK, Adam; KORZENIOWSKI, Marcin; KRUSTRON, Pawel; ABROZIAK, Andrezj. Analysis of resistance welding processes and expulsion of liquid metal from the weld nugget. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*.

Elsevier sp, v.18, p522–531, 2018.

MODENESI, Paulo J.; SILVA, Tarcélio Anício da. Efeito do tipo de revestimento na soldagem a ponto de aços galvanizados. *Soldagem e Inspeção*. São Paulo, Vol. 15, nº 3, p. 177-183. 2010.

MORITO, S.; NISHIKAWA, J; MAKI, T. Dislocation density within lath martensite in Fe-C and Fe-Ni alloys (Note). *ISIJ International*, v.43 n.9, pp. 1475-1477, 2003.

NATH, P., BHATTACHARJEE, A., SEN, I., “Indentation size effect in 2nd and 3rd generation advanced intermetallic TiAl alloys: theoretical and experimental estimation of dislocation density” *Journal of Materials Science*., v.59, pp. 3066-3086, Feb. 2024.

NAZARI, F.; SEDIGHI, M.; AFSHARI, D. Investigation of welding parameters effects on residual stresses of resistance spot welding of AZ31 alloy. *Iranian journal of Mechanical engineering*. The Iranian Society of Mechanical Engineers.2021.

NIX, Willian D.; GAO, Huajian. Indentation size effects in crystalline materials: a law for strain gradient plasticity. *Journal of Mechanics of Physical of Solids*. v.46, n.3. Elsevier Science Ltd. p. 411–425, 1998.

NODEH, I. R.; SERAJZADEH, S.; KOKABI, A. H. Simulation of welding residual stresses in resistance spot welding, FE modeling and X-ray verification.*Journal of Materials Processing Technology*. Elsevier. v.205, p.60-69, 2008.

OLIVER, W.C.; PHARR, G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. .*Journal of Materials Research.* Materials Research Society. vol. 7, n.6, p. 1563-1583, 1992.

PAVEEBUNVIPAK, K.; UTHAISANGSUK. Microstructure based modeling of deformation and failure of spot welded advanced high strength steels sheets. *Materials and Design*. Elsevier Ltda v. 150, p.731-751, 2018.

PHAM, Thai-Hoan; KIM, JUNG J.; KIM, Seung-Eock. Estimation of microstructural compositions in the weld zone of structural steel using nanoindentation.*Journal of Constructional Steel Researc*h. Elsevier Science Ltd, v.99, 121–128, 2014,

POURANVARI, M.; MARRASHI, S. P. H. Critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties. Science and Technology of Welding and Joining. *Institute of Materials, Minerals and Mining*,Vol.18, n. 5. P. 361–403, 2013.

RAATH, N. D.; NORMAN, D; MCGREGOR, I.; DASHWOOD, R.; HUGHES, D. J. Effect of weld schedule on the residual stress distribution of boron steel spot welds. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Springer US. v.48, p. 2900-2915, jun. 2017.

REED–HILL, Robert E.; ABBASCHIAN, Reza; ABBASCHIAN, Lara. *Physical Metallurgy Principles*.4th edition. Stamford: Cengage Learning. 2009. 750 p.

ROGEON, P; CARRE, P.; COSTA, J.; SIBILIA, G.; SAINDRENAN,G. Characterization of electrical contact conditions in spot weldings assemblies. *Journal of Materials Processing Technology*. Elsevier B.V. v.195, p.117–124, 2007.

ROY, A.K.; BANDYOPADHYAH, S.; SURESH, S.B.; MAITRA, D.; KUMAR, P.; WELLS, D; MA,L. Relationship of residual stress to dislocation density in cold-worked martensitic alloy. *Materials Science and Engineering.*vA416,pp134-138, 2006.

RUGGLES, T. J.; FULLWOOD, D.T.. Estimations of bulk geometrically necessary dislocation density using high resolution EBSD.. *Ultramicroscopy*. Elsevier B.V. v. 133, p. 8–15, 2013.

SATOA, S.; WAGATSUMAA, K.; SUZUKIB, S.; KUMAGAIC, M.; IMAFUKUC, M.; TASHIROD, H.; KAIIWARAE, K.; SHOBU, T. Relationship between dislocations and residual stresses in cold-drawn pearlitic steel analyzed by energy-dispersive X-ray diffraction. *Materials Characterization* .Volume 83 , Pages 152-160, September 2013.

SHMITT, Jean-Hubert; LUNG, Thierry. New developments of advanced high-strength steels for automotive applications. *Comptes Rendus Physique*. Elsevier Masson SAS. v.19, p. 641-656, 2018.

SOUSA, T. G. DE. *Avaliação de densidade de discordâncias em cobre e latão α deformados por análise de largura de pico de DRX*. Instituto Militar de Engenharia. 2014.Ciência dos Materiais. Dissertação de Mestrado.

SOUZA, J.P. B.; AGUIAR, R.A.A.; COSTA, H. R.M.; REIS, J.M.L.; PACHECO, P.M.C.L. Numerical modelling of the mechanical behavior of hybrid joint obtained by spot welding and bonding. *Composite Structures*. Elsevier Ltd, v.202, p.216–221, October 2018.

STEWART, John.*Cálculo volume 1*. Trad. Helena Maria Ávila de Castro.São Paulo: Cengage Learning. 2016. 680 p.

TABOR, D. The hardness of solids.*Review of Physics in Technology*. V.N. 145. p. 145–179. 1970.

TAKEBAYASHI, S.; KUNIEDA, T.; YOSHINAGA, N.; USHIODA, K.; OGATA, S. Comparison of the dislocation density in martensitic steels evaluated by some X-ray diffraction methods. *ISIJ International*, v.50n.6. pp 875-882, 2010.

TANAKA, Y.; MASUMURA, T.; TSUCHIYAMA T.; TAKAKI, S. Effect of dislocation distribution on the yeld stress in ferritic steel under identical dislocation density conditions. *Scripta Materialia*. Elsevier Ltd.v.177, p.176-180, 2020.

TEKUMALLA, S., SEITA, M., ZAEFFERER, S., “Delineating dislocation structures and residual stresses in additively manufactured alloys”, *Acta Materialia*, v .262 , pp. 1-11, 2024.

WELDING HANDBOOK, Welding Processes, Part 2. vol.3. 9^{nth} Edition. Miami: American Welding Society, 2007.

WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H.K. D. H. Residual Stress: Part1 - Measurement techniques*. Materials Science and Technologie*. IoM Communications Ltd. v.17. p. 355-365, Abr. 2001.

VANDER VOORT, George F.; FOWLER. Low–Load Vickers Microindentation. *Advanced Materials & Processes*. pp. 28–33, abr. 2012.

VAN VLACK, Lawrence Hall. *Princípios de Ciência dos Materiais*. RIo de Janeiro: Editora Campus, 1984. 567p.

VOGLER, M.; SHEPPARD, S. Electrical contact resistance under high loads and elevated temperatures. *Welding Journal*. AWS, p. 231-s- 238-2, 1993.

ZHANG, Hongyan; SENKARA, Jacek. *Resistance welding*. 2ª edição. Boca Raton: CRC Press, 2012.436 p.

ZHANG, J., CUI, Y., ZUO, X., WAN, J.; *et al.*., “Dislocations across interphase enable plain steel with high strength-ductility”, *Science Bulletin*, v.66, n.11 pp. 1058-1062, Jun. 2021.

ZHANG, L. W.; BIAN, T. J.; LI, H. ; YANG, X. D.; LEI, C. Stress relaxation aging of 7050 aluminum alloy under elastic and plastic loadings: A perspective from the geometrically necessary dislocations. *Journal of Alloys and Compounds*.v.1010. n. 17706.pp.1-15, 2025.

ZHAO, K.; MAYER, A.E., HE J.; ZHANG , Z. Dislocation based plasticity in the case of nanoindentation *International*. *Journal of Mechanical Sciences* . v148. p. 158–173, 2018.

ZHOU, Kang; KAI, Lilong. Study on effect of electrode force on resistance spot welding process. *Journal of Applied Physics*. AIP Publishing LLC.v.116, 2014.

ZHOU, C. ZHAN,L., LIU, C., HUANG, M., Dislocation density-mediated creep ageing behavior of an Al-Cu-Li alloy". *Journal of Materials Science & Technology*, v.174 , ppg. 204-217, 174, Mar. 2024.

ZINN, W., SCHOLTES, B. Residual Stress Formation during Welding and Joining.Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. ASM International, First Ed., Ohio, 2002.