

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA
SETOR DE ENGENHARIAS, CIÊNCIAS AGRÁRIAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS - DOUTORADO**

HELIETY RODRIGUES BORGES BARRETO

**ESTUDO DA CONFORMABILIDADE DO ALUMÍNIO, COBRE E AÇO AISI 304 EM
TEMPERATURA CRIOGÊNICA**

PONTA GROSSA

2024

HELIETY RODRIGUES BORGES BARRETO

**ESTUDO DA CONFORMABILIDADE DO ALUMÍNIO, COBRE E AÇO AISI 304 EM
TEMPERATURA CRIOGÊNICA**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade Estadual de Ponta Grossa para obtenção do título de doutora.

Área de Concentração: Caracterização de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho

Coorientadora: Dr^a Tamires Brekailo

PONTA GROSSA

2024

B273 Barreto, Heliety Rodrigues Borges
Estudo da conformabilidade de alumínio, cobre e aço aisi 304 em temperatura criogênica / Heliety Rodrigues Borges Barreto. Ponta Grossa, 2024. 178 f.

Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais - Área de Concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais), Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho.

Coorientadora: Profa. Dra. Tamires Brekailo.

1. Deformação criogênica. 2. Anisotropia. 3. Embutimento. 4. Tração uniaxial. I. Cintho, Osvaldo Mitsuyuki. II. Brekailo, Tamires. III. Universidade Estadual de Ponta Grossa. Desenvolvimento e Caracterização de Materiais. IV.T.

CDD: 620.11

HELIETY RODRIGUES BORGES BARRETO

**ESTUDO DA CONFORMABILIDADE DE ALUMÍNIO, COBRE E AÇO AISI 304 EM
TEMPERATURA CRIOGÊNICA**

Tese apresentada para obtenção do título de doutora ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade Estadual de Ponta Grossa.
Área de Concentração: Caracterização de Materiais.

Ponta Grossa, 22 de novembro de 2024.



Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz
Doutor – Universidade Estadual de Ponta Grossa

Documento assinado digitalmente



DANIELLE CRISTINA CAMILO MAGALHAES

Data: 18/02/2025 21:18:57-0300

Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Danielle Cristina Camilo Magalhães
Doutora – Universidade Federal de São Carlos



Marcio Ferreira Hupalo
Doutor – Universidade Estadual de Ponta Grossa



Documento assinado digitalmente

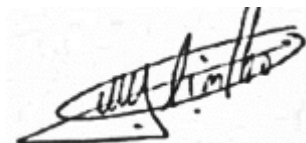
Wanderson Santana da Silva

Data: 20/02/2025 14:34:02-0300

CPF: ***.865.916-**

Verifique as assinaturas em <https://v.ufsc.br>

Wanderson Santana
Doutor – Universidade Estadual de Santa Catarina



Osvaldo Mitsuyuki Cintho
Doutor – Universidade Estadual de Ponta Grossa

Dedico esse trabalho aos meus pais, Dona Marinalva e Sr. Hildebrando.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus!!!

Agradeço à minha mãe e ao meu pai (in memoriam), que sempre foram meu suporte, minha base e exemplos de amor e caráter.

Ao meu namorado, Vilmar Alvim, por tudo!!! Por me suportar meses com um pé fraturado e principalmente por ter me socorrido rapidamente em seus braços quando sofri um AVC!!!

Ao meu irmão Disney e minha cunhada Márcia pelo apoio incondicional.

Ao Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho por me acolher como sua orientada, pela amizade, confiança e muita paciência comigo.

Aos Professores Dr. Anderson Geraldo Marenda Pukasiewicz, Dr. Davi Fusão, Dr. Denílson Marcolino Aguiar, Dr. Luciano Augusto Lourençato, Me. Péricles Secco Cancian e Ma. Sandra Mara Kaminski Tramontin da UTFPR-Câmpus Ponta Grossa, pelo auxílio em vários momentos da pesquisa.

À minha coorientadora Tamires Brekailo pela atenção em meus questionamentos e correções

Ao Prof. Dr. Marcio Hupalo pela leitura cuidadosa da qualificação deste trabalho.

Não posso deixar de agradecer à banca avaliadora que fez comentários e correções muito pertinentes ao trabalho e me ajudaram muito, mesmo após a defesa.

Aos laboratoristas Eriel Biagini (UTFPR), Milton Domingos Michel e Douglas Wellington Migliorini (UEPG) pelas diferentes análises realizadas.

Ao Centro de Caracterização Multiusuário em Pesquisa e Desenvolvimento de Materiais (C2MMa) da UTFPR-Ponta Grossa.

Aos colegas de doutorado Mauricio de Castro, Selauco Vurobi, Fernanda Mariano, Ana Luisa Terasawa, Letícia, Maxwell, Ricardo Namur, Danilo, Marcel Izumi, por me auxiliarem em diversas situações.

À UTFPR-Câmpus Ponta Grossa por me proporcionar afastamento parcial das atividades laborais durante parte do meu doutoramento.

RESUMO

Chapas de alumínio e cobre de pureza comercial e aço inoxidável AISI 304 foram submetidos a ensaios de embutimento tipo Olsen e tração uniaxial para análises de anisotropia em temperatura ambiente (25°C) e temperatura criogênica (-170°C). O aumento numérico em torno de 9,6% nos resultados dos índices de embutimento na condição criogênica para o alumínio e 14,7% para o cobre, não se manifesta da mesma forma no aço inoxidável 304, como evidenciado pelos ensaios visioplásticos. No caso do alumínio, os coeficientes de anisotropia normal (índice de Lankford) exibem valores significativamente mais elevados a baixas temperaturas em comparação com a temperatura ambiente nas orientações 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação. Além disso, para o alumínio, observa-se que o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) é menor à temperatura ambiente (0,21) e maior em condições criogênicas (0,72). Isto sugere que a anisotropia é mais acentuada em temperaturas criogênicas e influencia a capacidade do metal de ser conformado. No que diz respeito ao cobre, o cálculo do coeficiente de anisotropia planar (ΔR) a temperatura ambiente foi de -0,10 para -0,26 em condições criogênicas, uma variação de 61,5%, que pode resultar em defeitos durante a fabricação, como o orelhamento na condição criogênica. Quanto aos ensaios de tração para a análise da anisotropia do aço inoxidável 304, nota-se que em diferentes direções de laminação, a tensão limite de escoamento atinge cerca de 1400N em temperatura ambiente. No entanto, a temperaturas criogênicas, observa-se um aumento de aproximadamente 56% na carga aplicada a 0°, 52,7% a 45° e 48% a 90° em todas as direções de laminação. Apesar de suportar cargas mais elevadas, os corpos de prova exibem uma deformação menor, resultando em um valor de $\Delta R = 0,08$ a condição criogênica, que é 8 vezes maior do que a temperatura ambiente. Isso sugere uma tendência à formação de orelhamento durante o processamento criogênico.

Palavras-chave: Deformação criogênica, Anisotropia, Embutimento, Tração uniaxial.

ABSTRACT

Commercially pure aluminum and copper sheets and AISI 304 stainless steel were subjected to Olsen-type drawing and uniaxial tensile tests for anisotropy analysis at room temperature (25°C) and cryogenic temperature (-170°C). The numerical increase of approximately 9.6% in the results of the drawing indices in the cryogenic condition for aluminum and 14.7% for copper does not manifest itself in the same way in the 304 stainless steel, as evidenced by the visioplastic tests. In the case of aluminum, the normal anisotropy coefficients (Lankford index) exhibit significantly higher values at low temperatures compared to room temperature in the orientations 0°, 45° and 90° in relation to the rolling direction. Furthermore, for aluminum, it is observed that the planar anisotropy coefficient (ΔR) is lower at room temperature (0.21) and higher in cryogenic conditions (0.72). This suggests that anisotropy is more pronounced at cryogenic temperatures and influences the metal's formability. Regarding copper, the calculation of the planar anisotropy coefficient (ΔR) at room temperature was -0.10 to -0.26 under cryogenic conditions, a variation of 61.5%, which can result in defects during manufacturing, such as earing under cryogenic conditions. Regarding the tensile tests for the analysis of the anisotropy of 304 stainless steel, it is noted that in different rolling directions, the yield stress reaches approximately 1400 N at room temperature. However, at cryogenic temperatures, an increase of approximately 56% in the applied load is observed at 0°, 52.7% at 45° and 48% at 90° in all rolling directions. Despite supporting higher loads, the specimens exhibit lower deformation, resulting in a value of $\Delta R = 0.08$ at cryogenic condition, which is 8 times higher than at room temperature. This suggests a tendency for earing to form during cryogenic processing.

Keywords: Cryogenic deformation, Anisotropy, Cupping test, Uniaxial traction.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Aumento da tensão e da deformação no teste de tração a -170°C em comparação com a temperatura ambiente para o alumínio.....	29
Figura 2	Aparato para o desenvolvimento do ensaio Olsen.....	38
Figura 3	Representação da distribuição dos esforços durante os ensaios: (a) Estado de tensão uniaxial; (b) Deformações trativas bidimensionais; (c) Dobramento.....	40
Figura 4	Tipos de textura de deformação: (a) Distribuição dos cristais de forma aleatória (sem textura); (b) Distribuição dos cristais de com orientação preferencial; (c) Distribuição dos cristais altamente orientados (textura forte).....	44
Figura 5	Posicionamento para extração dos corpos de prova.....	45
Figura 6	Deformações da largura, espessura e comprimento.....	46
Figura 7	Relação entre os diferentes coeficientes de anisotropia: (a) $\Delta R > 0$; (b) $\Delta R = 0$; (c) $\Delta R < 0$ com a estampabilidade.....	50
Figura 8	Aparência típica de um copo deformado profundamente com orelhas abaixo de 0° e 90° em relação à direção de laminação.....	50
Figura 9	Textura de laminação: a) Antes da laminação; b) Após laminação.....	51
Figura 10	Principais técnicas para determinação de textura de acordo com a técnica de difração.....	52
Figura 11	Ilustração esquemática de macrotextura, mesotextura e microtextura.....	53
Figura 12	Apresentação esquemática das possíveis interações dos elétrons com a amostra.....	54
Figura 13	Ilustração da formação do par de linhas de Kikuchi a partir dos cones de Kossel.....	55
Figura 14	Projeção gnomônica ou figura de difração de um cristal com estrutura CFC do cobre.....	56
Figura 15	Exemplo de mapa de distribuição de orientação cristalográfica OIM e IPF.....	58

Figura 16	Classificação das superfícies e perfil para análises de rugosidade.....	60
Figura 17	Rugosidade Média (Ra).....	60
Figura 18	Altura Máxima das Rugosidades (Rz).....	61
Figura 19	Etapas envolvidas na sequência de atividades do trabalho.....	62
Figura 20	(a) Corpos de prova marcados para ensaio de embutimento Olsen; (b) Lupa de ampliação para facilitar a marcação da malha...	66
Figura 21	(a) Matriz e punção utilizada para ensaios de embutimento; (b) Aparato do embutimento Olsen acoplado à máquina universal de ensaios; (c) Reservatório isolante para o ensaio em temperatura criogênica.....	67
Figura 22	Fixação do termopar para acompanhamento de temperatura durante o ensaio.....	69
Figura 23	Metodologia paralela para medição da altura do domo após o ensaio de embutimento.....	70
Figura 24	(a) Lupa de ampliação para facilitar a observação das células (b) Células deformadas numeradas e então medidas com um paquímetro.....	70
Figura 25	Geometria e medidas em mm de corte para os corpos de prova “subsize”.....	72
Figura 26	Corpos de prova cortados nos ângulos 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação da chapa de cobre.....	73
Figura 27	Adaptação nas esperas do paquímetro.....	74
Figura 28	Marcações dos corpos de prova.....	74
Figura 29	Máquina universal de ensaios: (a) Para ensaios em temperatura ambiente; (b) Preparada para ensaios em temperatura criogênica.	75
Figura 30	(a) Garras adaptadas às amostras “subsize” para testes na máquina universal de ensaios; (b) Sistema de fixação com garras adaptadas às amostras “subsize” para ensaios em temperatura ambiente; (c) Conjunto: garras adaptadas, reservatório criogênico	76
Figura 31	(a) Medição de largura; (b) Medição de espessura com paquímetro adaptado; (c) Medidas de alongamento dos corpos de prova.....	76

Figura 32	Registro fotográfico das medidas de comprimento: (a) Calibração do software; (b) Medição após calibração.....	77
Figura 33	Amostras embutidas após ensaios.....	78
Figura 34	Preparação metalográfica: (a) Sentido longitudinal das amostras para análise de anisotropia; (b) Amostras embutidas à frio.....	79
Figura 35	Região de análise dos cps ensaiados após tração para anisotropia.....	79
Figura 36	Alguns cps após ensaio de embutimento: (a) Alumínio; (b) Cobre; (c) Aço inoxidável AISI 316.....	81
Figura 37	Ensaio de embutimento em alumínio no método A (velocidade de ensaio 0,1 mm/s) em temperaturas ambiente e criogênica.....	82
Figura 38	Ensaio de embutimento em alumínio no método B (velocidade de ensaio 0,2 mm/s) em temperaturas ambiente e criogênica.....	83
Figura 39	Resultados comparativos dos ensaios de embutimento na condição ambiente e criogênica nos métodos A ($v=0,1$ mm/s) e B ($v=0,2$ mm/s) para chapas de alumínio.....	84
Figura 40	Ensaio comparativos de embutimento na máquina de ensaios MTS em chapas de alumínio sob as mesmas condições do método A, $v=0,1$ mm/s.....	87
Figura 41	Ensaio comparativos de embutimento na máquina de ensaios MTS em chapas de alumínio sob as mesmas condições do método B, $v=0,2$ mm/s.....	87
Figura 42	Ensaio de embutimento em cobre pelo método A (velocidade de ensaio 0,1 mm/s) em temperaturas ambiente e criogênica.....	89
Figura 43	Ensaio de embutimento em cobre pelo método B (velocidade de ensaio 0,2 mm/s) em temperaturas ambiente e criogênica.....	90
Figura 44	Resultados comparativos dos ensaios de embutimento na condição ambiente e criogênica nos métodos A ($v=0,1$ mm/s) e B ($v=0,2$ mm/s) para chapas de cobre.....	90
Figura 45	Ensaio comparativos de embutimento na máquina de ensaios MTS em chapas de cobre sob as mesmas condições do método A, $v=0,1$ mm/s.....	91

Figura 46	Ensaaios comparativos de embutimento na máquina de ensaios MTS em chapas de cobre sob as mesmas condições do método B, $v=0,2$ mm/s.....	92
Figura 47	Ensaio de embutimento em aço inoxidável AISI 304 pelo método A (velocidade de ensaio 0,1 mm/s) em temperaturas ambiente e criogênica.....	94
Figura 48	Ensaio de embutimento em aço inoxidável AISI 304 pelo método B (velocidade de ensaio 0,2 mm/s) em temperaturas ambiente e criogênica.....	95
Figura 49	Resultados comparativos dos ensaios de embutimento na condição ambiente e criogênica e os métodos A ($v=0,1$ mm/s) e B ($v=0,2$ mm/s) para chapas de aço inoxidável AISI 304.....	96
Figura 50	Ensaaios comparativos de embutimento na máquina de ensaios MTS em chapas de aço inoxidável AISI 304 sob as mesmas condições do método A, $v=0,1$ mm/s.....	98
Figura 51	Ensaaios comparativos de embutimento na máquina de ensaios MTS em chapas de aço inoxidável AISI/ SAE 304 sob as mesmas condições do método B, $v=0,2$ mm/s.....	98
Figura 52	Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras do ARA AMB.....	100
Figura 53	Deformações não recomendadas para a integridade do alumínio em temperatura ambiente apresentadas na região vermelha.....	102
Figura 54	Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras do ARA CRYO.....	103
Figura 55	Deformações não recomendadas para a integridade do alumínio em temperatura criogênica apresentadas na região vermelha.....	104
Figura 56	Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras do CRA AMB.....	105
Figura 57	Deformações não recomendadas para a integridade do cobre em temperatura ambiente apresentadas na área vermelha.....	106
Figura 58	Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras do CRA CRYO.....	107

Figura 59	Deformações não recomendadas para a integridade do cobre em temperatura criogênica apresentadas na área vermelha.....	108
Figura 60	Medidas das células para cálculo das deformações verdadeiras do IRA AMB.....	109
Figura 61	Deformações não recomendadas para a integridade do aço inoxidável AISI 304 em temperatura ambiente apresentadas na região vermelha.....	110
Figura 62	Medidas das células para cálculo das deformações verdadeiras do IRA CRYO.....	111
Figura 63	Deformações não recomendadas para a integridade do aço inoxidável AISI 304 em temperatura criogênica apresentadas na região vermelha.....	112
Figura 64	Microscopia eletrônica de varredura das regiões onde foram feitos os EBSDs das amostras de alumínio submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	115
Figura 65	Contraste de banda das amostras de alumínio submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	116
Figura 66	Figuras de polo inverso das amostras de alumínio submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	117
Figura 67	Mapa de distribuição média de Kernel (KAM) das amostras de alumínio submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	118
Figura 68	Tamanho de grão dos corpos de prova de alumínio embutidos: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	119
Figura 69	Microscopia eletrônica de varredura das regiões onde foram feitos os EBSDs das amostras de cobre submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	121

Figura 70	Contraste de banda das amostras de cobre submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	122
Figura 71	Figuras de polo inverso das amostras de cobre submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	123
Figura 72	Mapa de distribuição média de Kernel (KAM) das amostras de cobre submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	124
Figura 73	Tamanho de grão dos corpos de prova de cobre embutidos: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	125
Figura 74	Microscopia eletrônica de varredura das regiões onde foram feitos os EBSDs das amostras de aço inoxidável AISI 304 submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	127
Figura 75	Contraste de banda das amostras de aço inoxidável AISI 304 submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	128
Figura 76	Figuras de polo inverso das amostras de aço inoxidável AISI 304 submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	129
Figura 77	Mapa de distribuição média de Kernel (KAM) das amostras de aço AISI inoxidável 304 submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	130
Figura 78	Tamanho de grão dos corpos de prova de aço inoxidável AISI 304 embutidos: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.....	131
Figura 79	Ensaio de anisotropia para corpos de prova de alumínio extraídos à 0°(AZ), 45°(AQ) e 90°(AN) em relação ao sentido de laminação em temperatura ambiente e criogênica.....	134
Figura 80	Compilação dos resultados de R , $\bar{R}$ e ΔR para o alumínio.....	137
Figura 81	Coeficiente de anisotropia planar (ΔR) dos cps não rompidos de alumínio em temperatura ambiente.....	139

Figura 82	Coeficiente de anisotropia planar (ΔR) dos cps não rompidos de alumínio em temperatura criogênica.....	139
Figura 83	Ensaaios de anisotropia para corpos de prova de cobre extraídos à 0°(CZ), 45°(CQ) e 90°(CN) em relação ao sentido de laminação em temperatura ambiente e criogênica.....	141
Figura 84	Compilação dos resultados de R , $\bar{R}$ e ΔR para o cobre.....	144
Figura 85	Coeficiente de anisotropia planar (ΔR) para o cobre em temperatura ambiente.....	146
Figura 86	Coeficiente de anisotropia planar (ΔR) para o cobre em temperatura criogênica.....	146
Figura 87	Ensaaios de anisotropia em temperatura ambiente e criogênica para corpos de prova de aço inoxidável AISI 304 extraídos à 0°(IZ), 45°(IQ) e 90°(IN) do sentido de laminação.....	147
Figura 88	Compilação dos resultados de R , $\bar{R}$ e ΔR para o aço inoxidável AISI 304.....	151
Figura 89	Coeficiente de anisotropia planar (ΔR) para o inoxidável 304 em temperaturas ambiente e criogênica.....	153
Figura 90	Comparativos dos perfis de rugosidade de alumínio entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.....	157
Figura 91	Comparativos dos perfis de rugosidade de alumínio entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.....	158
Figura 92	Comparativos dos perfis de rugosidade de alumínio entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.....	159
Figura 93	Comparativos dos perfis de rugosidade de cobre entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.....	161
Figura 94	Comparativos dos perfis de rugosidade de cobre entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.....	162

Figura 95	Comparativos dos perfis de rugosidade de cobre entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.....	163
Figura 96	Comparativos dos perfis de rugosidade de aço inoxidável AISI 304 entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.....	166
Figura 97	Comparativos dos perfis de rugosidade de aço inoxidável AISI 304 entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.....	167
Figura 98	Comparativos dos perfis de rugosidade do aço inoxidável AISI 304 entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.....	168

LISTA DE QUADROS

Quadro 1	Ensaio de caracterização de chapas para estampagem.....	34
Quadro 2	Nomenclatura para identificação dos corpos de prova.....	68
Quadro 3	Nomenclatura para identificação dos corpos de prova.....	73
Quadro 4	Percentuais comparativos na variação de CGBA e KAM para alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304.....	132

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Resultado da análise da chapa de alumínio.....	63
Tabela 2	Resultado da análise da chapa de cobre.....	64
Tabela 3	Resultado da análise da chapa de aço inoxidável AISI 304.....	64
Tabela 4	Dados comparativos entre os resultados médios dos ensaios de embutimento das chapas de alumínio entre a máquina de ensaios EMIC e a MTS.....	88
Tabela 5	Valores comparativos dos resultados médios nos ensaios de embutimento das chapas de cobre entre a máquina de ensaios EMIC e a MTS.....	92
Tabela 6	Valores comparativos dos resultados médios nos ensaios de embutimento das chapas de aço inoxidável AISI 304 entre a máquina de ensaios EMIC e MTS.....	99
Tabela 7	Índices de Embutimento por medidas da altura do domo a partir de imagens.....	100
Tabela 8	Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras para ARA AMB.....	101
Tabela 9	Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras para ARA CRYO.....	103
Tabela 10	Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras para CRA AMB.....	105
Tabela 11	Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras para CRA CRYO.....	107
Tabela 12	Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras para IRA AMB.....	110
Tabela 13	Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras do IRA CRYO.....	112
Tabela 14	Resultados dos coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperatura ambiente nas condições de não rompidos e rompidos do alumínio.....	135

Tabela 15	Resultados dos coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperatura criogênica nas condições de não rompidos e rompidos para o alumínio.....	136
Tabela 16	Incremento nos coeficientes de anisotropia normal em temperatura criogênica comparativamente aos resultados obtidos por Huang et al. [20].....	137
Tabela 17	Medidas de espessura e largura dos cps de tração de cobre para os cálculos do coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperaturas ambiente.....	142
Tabela 18	Medidas de espessura e largura dos cps de tração de cobre para os cálculos do coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperatura criogênica.....	143
Tabela 19	Medidas de espessura e largura dos cps de tração do aço inoxidável 304 para os cálculos do coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperaturas ambiente.....	149
Tabela 20	Medidas de espessura e largura dos cps de tração do aço inoxidável 304 para os cálculos do coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperaturas criogênica.....	150
Tabela 21	Dados obtidos nos ensaios de tração.....	154
Tabela 22	Coeficiente de encruamento obtidos a partir da curva real dos ensaios de tração.....	155

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

T. amb.	Temperatura ambiente
T. crio.	Temperatura criogênica
c.p.	Corpo de prova
CFC	Cúbica de face centrada
HC	Hexagonal compacta
EFE	Energia de falha de empilhamento
NL	Nitrogênio líquido
IE	Índice de embutimento
$\bar{R}$	Coeficiente (índice) de anisotropia médio
R	Coeficiente (índice) de anisotropia plástica
ΔR	Coeficiente (índice) de anisotropia planar
$\mathcal{E}w$	Deformação verdadeira da largura
$\mathcal{E}t$	Deformação verdadeira da espessura
w_o, t_o	Largura e Espessura iniciais
w, t	Largura e Espessura após deformação plástica
RD	<i>Rolling direction</i> – 0° em relação a direção de laminação
ND	<i>Normal direction</i> – 90° em relação a direção de laminação
TD	<i>Transversal direction</i> – 45° em relação a direção de laminação
ODF	<i>Orientation Distribution Function</i> – Distribuição de orientação
OIM	<i>Orientation Imaging Microscopy</i> – Microscopia de imagem de orientação
Ra	Rugosidade média
CGAA	Contorno de grão de alto ângulo
CGBA	Contorno de grão de baixo ângulo
DRX	Difração de raios x
EBSD	<i>Electron Backscatter Diffraction</i> – Difração de elétrons retroespalhados
KAM	Distribuição média de Kernel

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	21
2	OBJETIVOS.....	25
2.1	OBJETIVO GERAL.....	25
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	25
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	26
3.1	CONFORMAÇÃO MECÂNICA CRIOGÊNICA.....	26
3.2	ENSAIOS DE ESTAMPABILIDADE.....	33
3.2.1	Fatores que Influenciam a Estampabilidade.....	33
3.2.2	Ensaio de Embutimento Olsen.....	37
3.2.3	Análise Visioplástica.....	40
3.3	PROPRIEDADES ANISOTRÓPICAS.....	41
3.4	TEXTURA CRISTALOGRÁFICA.....	51
3.4.1	Princípios da Difração de Elétrons Retroespalhados.....	53
3.5	RUGOSIDADE SUPERFICIAL.....	59
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	62
4.1	MATERIAIS.....	63
4.2	MÉTODOS.....	65
4.2.1	Embutimento Olsen.....	65
4.2.2	Ensaio de Anisotropia.....	71
4.2.3	Preparação Metalográfica.....	77
4.2.4	Análise de Rugosidade Superficial.....	79
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	81
5.1	ENSAIOS DE EMBUTIMENTO OLSEN.....	81
5.1.1	Ensaio de Embutimento do Alumínio.....	82
5.1.2	Ensaio de Embutimento do Cobre.....	88
5.1.3	Ensaio de Embutimento do Aço Inoxidável AISI 304.....	93
5.1.4	Índice de Embutimento por Medidas de Imagens.....	99

5.1.5	Deformações Pontuais nas Chapas de Alumínio.....	100
5.1.6	Deformações Pontuais nas Chapas de Cobre.....	104
5.1.7	Deformações Pontuais nas Chapas de Aço Inoxidável AISI 304.....	108
5.1.8	Análises de EBSD das Amostras de Alumínio que Passaram por Ensaio de Embutimento.....	113
5.1.9	Análises de EBSD das Amostras de Cobre que Passaram por Ensaio de Embutimento.....	120
5.1.10	Análises de EBSD das Amostras de Aço Inoxidável AISI 304 que Passaram por Ensaio de Embutimento.....	126
5.2	ENSAIOS DE ANISOTROPIA.....	132
5.2.1	Ensaio de Anisotropia do Alumínio.....	133
5.2.2	Ensaio de Anisotropia do Cobre.....	140
5.2.3	Ensaio de Anisotropia do Aço Inoxidável AISI 304.....	147
5.2.4	Resultados de Propriedades Mecânicas.....	153
5.3	ENSAIOS DE RUGOSIDADE.....	155
5.3.1	Ensaio de Rugosidade do Alumínio.....	155
5.3.2	Ensaio de Rugosidade do Cobre.....	160
5.3.3	Ensaio de Rugosidade do Aço Inoxidável AISI 304.....	164
6	CONCLUSÕES.....	169
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	171
	REFERÊNCIAS.....	172

1 INTRODUÇÃO

A indústria da transformação metálica é altamente diversificada, englobando desde peças simples até componentes complexos para setores como automotivo, aeroespacial, construção civil, eletrônicos e muitos outros. A qualidade dos produtos finais é essencial para garantir a segurança, confiabilidade e desempenho das estruturas e componentes fabricados, e, por isso, a indústria da transformação metálica está investindo constantemente em tecnologias avançadas, automação e controle de qualidade para atender às demandas do mercado. Neste cenário, tem-se por exemplo o projeto nacional DESCAAL (Demonstrador de Estampagem de Superfícies Classe A em Alumínio) que se destaca como uma iniciativa estratégica, visando consolidar e difundir conhecimentos e competências já existentes no exterior para a fabricação de matrizes de estampagem de alumínio no país. Ao facilitar o acesso a essas tecnologias e práticas avançadas, o DESCAAL contribui para a competitividade da indústria nacional, promovendo a inovação e elevando os padrões de qualidade exigidos pelo mercado. Além disso, a sustentabilidade e o uso eficiente de recursos têm se tornado cada vez mais importantes, levando as empresas a adotarem práticas e processos mais ecológicos.

A conformação de chapas metálicas é um processo fundamental na indústria de fabricação e engenharia, que envolve a deformação plástica de chapas metálicas para criar a geometria e as características desejadas. Existem várias técnicas para dar forma a chapas metálicas, cada uma adequada a diferentes necessidades e requisitos de produção como: estampagem, dobramento, calandragem, repuxo, embutimento. Independentemente do método escolhido, a conformação de chapas metálicas requer conhecimentos em engenharia, design de ferramentas, seleção adequada de materiais e controle preciso de parâmetros do processo. A precisão e qualidade das ferramentas e máquinas utilizadas são fundamentais para obter peças com dimensões e características exatas, bem como garantir a segurança dos operadores envolvidos no processo.

A redução de peso é uma prioridade na indústria automotiva para atender aos requisitos de diminuição das emissões de gases de efeito estufa. Diversas ligas de alumínio são especialmente adequadas nesse cenário por causa de seu baixo peso específico, resistência adequada e boa resistência à corrosão. No entanto, uma melhor conformabilidade e ductilidade ainda são desejadas. Pesquisas anteriores

como as de Grabner et al., Gruber et al., Sotirov et al. e Kumar et al. demonstraram que é possível melhorar a resistência e ductilidade das ligas de alumínio por meio da deformação em baixas temperaturas [1-4].

Xu et al. estudaram várias ligas de Al-Mg-Si na condição de pico de envelhecimento e observaram um aumento na resistência ao escoamento, resistência à tração final e alongamento uniforme a 77 K em comparação a 295 K [5]. Jobba et al. investigaram o comportamento da tensão de fluxo e endurecimento por deformação de ligas de alumínio e Al-Mg com até 4,11% atômico de Mg, em temperaturas variando de 4 K a 298 K [6]. Eles descobriram que, ao aumentar o teor de Mg e reduzir a temperatura, a resistência ao escoamento aumenta. Embora a ductilidade diminua com a adição de Mg, é possível recuperar o alongamento com um teor de Mg ainda maior ou uma temperatura reduzida.

Schneider et al. conseguiram um alongamento uniforme em ligas Al-Mg de mais de 40% e um alongamento na fratura de mais de 50% a 77 K [7]. Uma possível explicação para essa significativa melhoria na ductilidade em temperaturas mais baixas em ligas Al-Mg é a ausência de instabilidades de fluxo. Em temperatura ambiente, as ligas Al-Mg apresentam fluxo serrilhado, também conhecido como efeito Portevin-Le Chatelier (PLC). As instabilidades de fluxo são suprimidas em temperaturas mais baixas e reaparecem a 4,2 K devido à deformação adiabática. Em temperaturas extremamente baixas, as propriedades das ligas se alteram significativamente.

Os processos criogênicos vêm se mostrando importantes na indústria de processamento de materiais metálicos nos seus mais diferentes segmentos devido à sua natureza ecologicamente sustentável, pois não envolvem o uso de substâncias tóxicas e também por gerarem produtos com desempenho mecânico superior pois deformações realizadas em temperaturas criogênicas resultam, em alguns materiais, uma supressão parcial da recuperação dinâmica. Isso permite que uma maior densidade de discordâncias e outros defeitos sejam introduzidos no material em comparação com deformações realizadas em temperatura ambiente.

A energia de falha de empilhamento (EFE) desempenha um papel significativo no processo de endurecimento (encruamento), resultando na formação de arranjos celulares para materiais com alta EFE, como o alumínio, e arranjos planares de discordâncias para materiais com média EFE como o cobre. As subestruturas resultantes da deformação influenciam as mudanças microestruturais durante, por

exemplo, processos de recozimento de metais endurecidos. A realização de deformações em baixas temperaturas, em conjunto com metais que possuem uma EFE média ou baixa, resulta em uma maior densidade de discordâncias, isto promove a deformação por maclação e, como consequência, os materiais exibem maior resistência, mantendo uma boa ductilidade. Além disso, tendem a apresentar tamanhos de grão menores, mesmo após o processo de recozimento [8,9]. A literatura fornece alguns valores médios de EFE para o alumínio (166 mJ/m^2), cobre (45 mJ/m^2), níquel (150 mJ/m^2), ouro (45 mJ/m^2). A EFE aproximada do ferro α (CCC) é de 939 mJ/m^2 , a do cromo (CCC) é de 1100 mJ/m^2 e a do zinco (HC) é de 140 mJ/m^2 . Já a EFE aproximada do aço inoxidável AISI 304 é de 21 mJ/m^2 , a do latão (30% Zn) é 20 mJ/m^2 , indicando que a composição do material influencia a EFE do mesmo, ou seja, quando se tem a adição de elementos de liga, tem-se uma redução na EFE [10,11].

O estudo realizou ensaios de conformabilidade e anisotropia em chapas de alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304, tanto em temperaturas ambiente quanto criogênicas. Os resultados foram posteriormente comparados, incluindo a análise microestrutural gerada após os testes, com o objetivo de identificar tendências relevantes para processos de conformação, como estampagem em temperatura criogênica. Embora haja trabalhos na literatura que abordem o uso de chapas desses materiais para processos de laminação em temperatura criogênica [2-4,12]. Existem lacunas com relação aos processos de conformação para esses materiais e este trabalho visa inicialmente contribuir alguns dados para o preenchimento dessas lacunas, destacando aspectos específicos em relação ao embutimento e anisotropia.

A escolha destes materiais deu-se pela estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) de todos e diferentes EFE de cada um: Alumínio (alta EFE), cobre (média EFE) e aço inoxidável AISI 304 (baixa EFE).

Chapas comerciais destes materiais foram submetidas a testes de embutimento e anisotropia (tração uniaxial para observar como esses materiais respondem à deformação mecânica nas direções 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação das chapas). A realização dessas análises possibilita uma melhor compreensão do efeito da temperatura na anisotropia, ou seja, da dependência das propriedades mecânicas em relação à direção de aplicação da carga em temperatura criogênica.

A comparação dos resultados obtidos em ambas condições permite avaliar o impacto do resfriamento criogênico após conformação criogênica das chapas

metálicas, por exemplo numa indústria automobilística onde chapas de aço são diariamente conformadas e muitas vezes não atingem as dimensões finais requeridas de projeto, gerando retrabalho, resíduos e custos pela produção de peças com defeitos como as distorções tão comuns quando se trabalha com chapas metálicas, em virtude de defeitos causados pela anisotropia.

No campo industrial, considerando a viabilidade de fabricar componentes conformados com precisão dimensional em temperaturas criogênicas, pode-se visualizar uma situação em que, se esses componentes fossem produzidos em temperatura ambiente, exigiriam mais etapas de fabricação ou a união de várias peças para obter um único componente. Além disso, compreender as mudanças microestruturais e mecânicas relacionadas à temperatura criogênica pode levar a melhorias no projeto de produtos e processos de fabricação, visando a obtenção de desempenho otimizado e maior eficiência na utilização desses materiais, além de fornecer informações para o desenvolvimento de aplicações industriais mais eficientes.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

- Avaliar o efeito da temperatura criogênica nas propriedades ao embutimento tipo Olsen e na anisotropia de chapas comerciais de alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Determinar o índice de embutimento em temperatura ambiente e criogênica de chapas de alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304 e, na sequência, analisar a deformação plástica pontual dos corpos de prova, utilizando a técnica de visioplasticidade;
- Avaliar o efeito das temperaturas ambiente ($\approx 24^{\circ}\text{C}$) e criogênica ($\approx -170^{\circ}\text{C}$) nos índices de anisotropia de chapas de alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304:
 - a. índice de anisotropia plástica (R);
 - b. índice de anisotropia médio ($\bar{R}$);
 - c. índice de anisotropia planar (ΔR).
- Caracterizar microestruturalmente o material a partir de amostras extraídas em orientações de 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação das chapas de alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304, após ensaios em temperatura ambiente e criogênica.
- Analisar, por meio de EBSD, o efeito da temperatura criogênica na microtextura dos materiais ensaiados;
- Determinar se a rugosidade é afetada pela temperatura de conformação de amostras submetidas a ensaios de anisotropia em temperaturas ambiente e criogênica.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 CONFORMAÇÃO MECÂNICA CRIOGÊNICA

O aumento simultâneo da resistência e da ductilidade é um desafio comumente enfrentado no desenvolvimento de materiais. Geralmente, existe uma relação inversa entre essas duas propriedades, o que significa que o aumento da resistência de um material muitas vezes resulta em uma diminuição da ductilidade e vice-versa. No entanto, existem algumas abordagens que podem ser exploradas para alcançar um equilíbrio entre resistência e ductilidade melhorados [13-16].

a) Refinamento do tamanho de grão: Reduzir o tamanho de grão do material pode aumentar sua resistência mecânica pelo aumento da quantidade de defeitos (discordâncias, contornos de grão e maclas de deformação) sem comprometer significativamente a ductilidade. Isso pode ser alcançado por meio de técnicas como a deformação severa, que introduz um alto grau de deformação plástica no material e promove o refinamento do tamanho de grão.

b) Mecanismos de endurecimento por dispersão: A adição de fases de dispersão em um material metálico pode melhorar tanto a resistência quanto a ductilidade. Essas fases dispersas atuam como obstáculos aos movimentos das discordâncias, fortalecendo o material. Ao mesmo tempo, elas também podem melhorar a ductilidade, permitindo uma redistribuição mais homogênea das tensões durante a deformação.

c) Processamentos termomecânicos controlados:

c1) O uso de técnicas de processamento termomecânico controlado, como a deformação a quente seguida de recozimento, pode ajudar a otimizar as propriedades de resistência e ductilidade do material. Esse tipo de processamento permite ajustar a microestrutura do material, controlando o tamanho de grão, a distribuição de fases e a textura cristalográfica, o que pode levar a um melhor equilíbrio entre resistência e ductilidade.

c2) A deformação criogênica é uma técnica que visa aumentar a quantidade de defeitos em um material, aproveitando a supressão parcial da recuperação dinâmica durante a deformação plástica. Isso é alcançado por meio da realização da deformação a baixas temperaturas, geralmente até -196°C , que podem aumentar muito a capacidade de deformação de alguns metais.

A crioformagem, “*Cryoforming*” ou “*Ultra-low temperatures*” é um processo de conformação a frio que envolve o uso de temperaturas criogênicas (em torno de -196°C) para aprimorar o desempenho de certos materiais metálicos durante a conformação. Estes benefícios incluem:

- Aumento da conformabilidade;
- Melhoria da qualidade da superfície;
- Redução tendência ao trincamento.

Muitos estudos vêm sendo feitos nos diferentes processos de conformação mecânica metálica em temperaturas criogênicas (“*cryoforming*”) em virtude dos resultados já alcançados como elevada resistência e elevada ductilidade simultaneamente pois a deformação a temperaturas próximas do nitrogênio líquido (NL) inibem parcialmente a recuperação dinâmica durante a deformação, possibilitando a introdução de uma densidade maior de discordâncias no material do que seria possível com a deformação em temperatura ambiente (T. amb.) e por isto o potencial emprego em escala industrial [9,17-19].

De maneira consistente, os efeitos das temperaturas criogênicas têm sido evidenciados em testes uniaxiais de tração e, posteriormente, validados em testes multiaxiais de tensão-deformação, como o teste de Olsen ou Erichsen, bem como em testes de tração de entalhe no estado de deformação plana, conduzidos em temperaturas tão baixas quanto -196°C [1-4,12,20].

Nos últimos anos, tem havido um aumento no número de pesquisas sobre materiais em temperaturas criogênicas, impulsionado pela melhoria das propriedades e facilidade de aplicação em determinadas situações. O nitrogênio líquido é amplamente utilizado nesses estudos devido ao seu baixo custo em comparação com outras opções, como o hélio líquido e o neônio líquido. Os custos estimados para uso do hélio líquido podem ser até 10 vezes mais elevados do que o nitrogênio líquido, enquanto que o neônio líquido pode ser de 20 a 40 vezes mais caro do que o hélio líquido, apesar de possuir uma temperatura próxima à do hidrogênio líquido e ser mais fácil de manusear [21]. Desde a década de 1960, a ASTM vem conduzindo investigações sobre o comportamento de diversos materiais em temperaturas negativas, bem como realizando simpósios sobre o tema, publicando diversos trabalhos relacionados ao assunto [22-25].

Neste processo, a peça de metal é resfriada a uma temperatura criogênica antes de ser conformada, o que pode aumentar a ductilidade do material, reduzir a

resistência ao escoamento e melhorar a textura da superfície. Isso permite que as peças sejam conformadas com menos tensão, aumentando a vida útil das ferramentas e reduzindo os custos de produção. As investigações de “*cryofforming*” estão sendo utilizadas na fabricação de peças metálicas complexas, como peças automotivas e aeroespaciais, e pode ser realizado por meio de diferentes processos, como estampagem, forjamento e laminação. Assim, é possível produzir peças de geometria complexa a partir de uma única chapa metálica, o que elimina a necessidade de juntas e pode resultar em alta qualidade de superfície. Embora o resfriamento necessário possa aumentar os custos, as vantagens decorrentes desse processo podem justificar seu uso, dependendo da aplicação específica [2-4,12].

Ao realizar a deformação em temperaturas criogênicas, a recuperação dinâmica, que é o processo de redução da densidade de defeitos e de restauração parcial da estrutura cristalina, e está associada a fenômenos termicamente ativados, como deslizamento com desvio e escalagem, que possibilitam um rearranjo e aniquilação de defeitos é então retardada. Isso permite que mais defeitos, como discordâncias e maclas de deformação, se acumulem no material durante a deformação. Caso ocorra em temperaturas relativamente elevadas (em termos de temperatura homóloga), o fenômeno pode ocorrer durante a deformação, sendo denominado como recuperação dinâmica [26].

A EFE desempenha um papel crucial no processo de encruamento, pois influencia a formação de arranjos celulares para materiais de alta EFE, como o alumínio, e arranjos planares de discordâncias para materiais com EFE média ou baixa, como o cobre e a prata. A subestrutura da deformação afeta as mudanças microestruturais durante o recozimento subsequente de metais encruados. Quando a deformação é realizada em temperaturas mais baixas e em metais com EFE média ou baixa, a densidade de discordâncias é maior, ocorre deformação por maclação e, como resultado, os materiais exibem maior resistência e boa ductilidade [8,9,11].

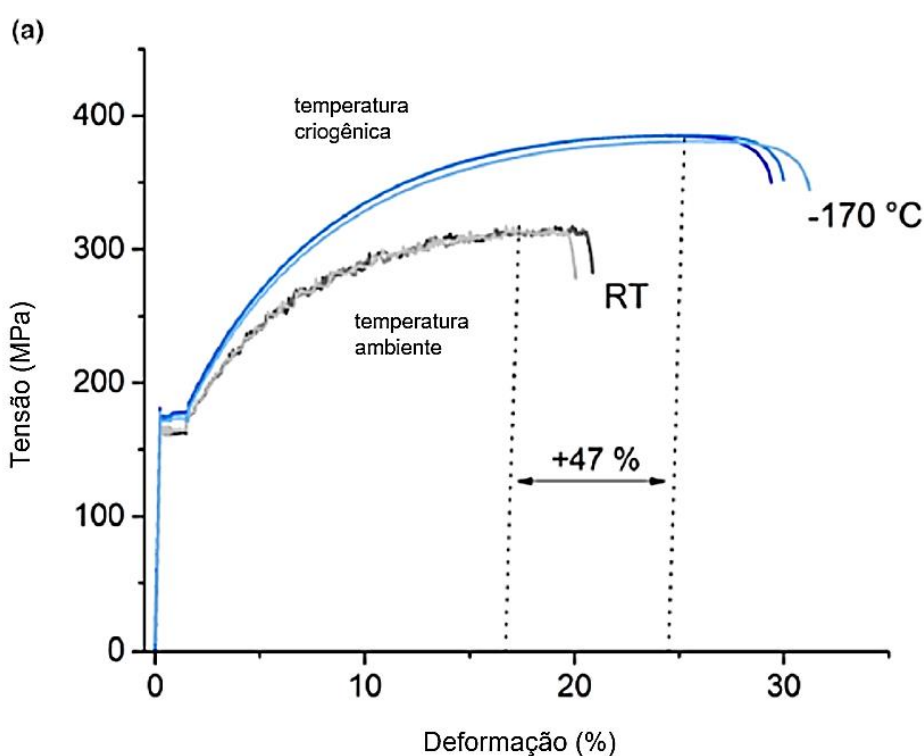
Em materiais com elevada EFE, a recuperação dinâmica é facilitada, o que significa que a restauração parcial da estrutura cristalina ocorre mais facilmente. Isso geralmente ocorre em temperaturas mais baixas em comparação com materiais de baixa EFE [26].

A prática comum é moldar, por exemplo, o alumínio em temperaturas elevadas, devido à maleabilidade das chapas, o que permite elevados alongamentos plásticos. No entanto, essa abordagem pode resultar em uma menor força de

conformação transferível, potencialmente causando fissuras no componente moldado. Além disso, o aquecimento altera a microestrutura, comprometendo a resistência necessária para a aplicação final e requerendo processos adicionais de tratamento térmico, que consomem considerável energia [2-4,12].

Uma observação crucial sobre o efeito criogênico, é que, mesmo em temperaturas baixas, a deformação plástica é melhorada em comparação com a temperatura ambiente, como evidenciado pelos testes de tração para o alumínio, mostrados na figura 1.

Figura 1 – Aumento da tensão e da deformação no teste de tração a -170°C em comparação com a temperatura ambiente para o alumínio



Fonte: Adaptado de [12].

Em temperaturas ambiente, as curvas de tensão-deformação mostradas na figura 1 exibem uma aparência serrilhada, enquanto que em temperaturas criogênicas são mais suaves. A baixas temperaturas, a difusividade dos solutos diminui, o que por sua vez suprime a interação entre solutos e discordâncias, uma das causas das localizações de tensão, e conseqüentemente, efeitos (PLC) Portevin-Le Chatelier [27]. Em temperaturas baixas, é bem documentado que o efeito Portevin-Le Chatelier

(PLC), que provoca marcas de tensão na chapa, diminui progressivamente até desaparecer [2,12].

A conformação de ligas de alumínio abaixo da temperatura ambiente seria uma abordagem, na qual as perdas por endurecimento por deformação e os processos de precipitação não seriam um problema logo não há perigo de uma redução na força através do mecanismo de recuperação, recristalização e envelhecimento, que é, na maioria dos casos, induzido pela formação em temperaturas mais altas. Estudos anteriores demonstram que a resistência e ductilidade de ligas de alumínio podem ser melhoradas por meio de deformação a baixas temperaturas [4,6,13,14,15,16].

Xu, Roven e Jia [16] analisaram diversas ligas de Al–Mg–Si na condição de envelhecimento máximo e observaram um aumento na resistência ao escoamento, resistência à tração final e alongamento uniforme a -196°C em comparação com 22°C .

Jobba, Mishra e Nieczas [6] investigaram o comportamento de tensão de fluxo e endurecimento por deformação em ligas de alumínio e Al–Mg com até 4,11 at.% de Mg, em um intervalo de temperatura de -269°C a 25°C . Com o aumento do teor de Mg e a redução da temperatura, a resistência ao escoamento aumenta. Apesar de a ductilidade diminuir com a adição de Mg, é possível recuperar o alongamento com um teor de Mg ainda maior ou com a redução da temperatura.

Schneider et al. [27] conseguiram um alongamento uniforme em ligas Al-Mg superior a 40% e um alongamento de fratura superior a 50% a -196°C . Uma razão possível para a significativa melhora na ductilidade em temperaturas mais baixas em ligas Al-Mg é a ausência de instabilidades de fluxo. Em temperatura ambiente, as ligas Al-Mg exibem fluxo serrilhado, conhecido como efeito Portevin-Le Chatelier (PLC) [6]. As instabilidades de fluxo são suprimidas em temperaturas mais baixas e reaparecem a -268°C devido à deformação adiabática. Em temperaturas extremamente baixas, o alumínio apresenta uma condutividade térmica limitada, o que faz com que o calor gerado durante a deformação leve a temperaturas localmente elevadas. Isso resulta em amolecimento e na localização do cisalhamento nessas áreas [14]. No entanto, é sabido que a supressão do fluxo serrilhado melhora a conformabilidade, o que pode explicar, em parte, o comportamento de deformação aprimorado das ligas Al–Mg [28].

As propriedades mecânicas superiores das ligas de alumínio em baixas temperaturas também são frequentemente atribuídas a uma deformação mais homogênea [4,6,13,14,16,27]. Essa homogeneidade pode influenciar a aparência da

superfície de fratura das peças. Em ligas Al–Mg–Si, em temperaturas mais baixas, o tamanho dos “dimples” diminui e a densidade destes aumenta [5,16].

Em contraste, o aumento do acúmulo de discordâncias em menos locais (concentração de discordâncias) à temperatura ambiente gera menos vazios, resultando em dimples maiores e menos numerosas [5].

Foi até mesmo relatado uma transição de fratura puramente transgranular a 22°C para uma mistura de fratura intergranular e transgranular a -196°C devido à redução da localização do deslizamento [16]. Outros estudos indicam que, em temperaturas mais baixas, a superfície de fratura de várias ligas Al–Mg e Al–Mg–Si evolui de fratura por cisalhamento para uma estrutura de copo e cone, com aumento na profundidade e densidade dos “*dimples*” em comparação com a temperatura ambiente [13].

A deformação homogênea em baixas temperaturas, conforme relatado na literatura, pode ser sustentada pela observação do arranjo de discordâncias. Em ligas Al–Mg, observações de microscopia eletrônica de transmissão revelaram células menores com limites celulares mais amplos e uma estrutura mais homogênea ou uma transição de uma estrutura celular para uma estrutura de banda de cisalhamento micrométrica muito menor em temperaturas mais baixas [2,6,14].

Estudos sobre ligas Al–Mg e Al–Mg–Si têm frequentemente relatado que o aumento da resistência e ductilidade está associado a um maior expoente de endurecimento por deformação ou a uma maior taxa de endurecimento por trabalho [5,6,16,27].

Sugere-se que a densidade de discordâncias seja maior em temperaturas mais baixas, mas isso não foi medido devido a dificuldades técnicas na deformação em baixas temperaturas [2,7,16]. Um dos poucos dados indiretos sobre a densidade de discordâncias a temperaturas mais baixas vêm de medições de resistividade elétrica, que indicaram que o alumínio puro a -260°C apresenta densidades de discordância menores do que as ligas Al–Mg fundidas após deformação equivalente. No entanto, não há comparação com medições feitas à temperatura ambiente [14].

Além da falta de dados sobre a densidade de discordância, não há medições sobre o caráter de discordância, e as visualizações microscópicas existentes não consideram a recuperação durante e após o reaquecimento e a preparação da amostra [2].

Anteriores investigações durante o teste de tração, foi observado que em certas ligas de alumínio, que estavam presentes em diversas condições de tratamento térmico, as bandas de Lüders e os efeitos Portevin-Le Chatelier (PLC) ocorrem em temperatura ambiente. Vale ressaltar que o efeito PLC é um fenômeno que ocorre em metais e ligas metálicas durante a deformação plástica, caracterizado por oscilações na tensão ou deformação. Ele resulta da interação dinâmica entre deslocamentos (defeitos cristalinos) e átomos de soluto, que prendem temporariamente os deslocamentos. Esse processo causa deformação localizada e forma bandas de cisalhamento.

Este efeito PLC não causa apenas uma má qualidade da superfície em chapas metálicas, mas também cria uma redução do alongamento uniforme e posterior fratura neste alongamento. Espera-se que em testes de tração em baixas temperaturas, o impacto negativo causado pelo efeito PLC pode ser reduzido e, portanto, os valores de alongamento uniforme e alongamento de fratura podem ser aumentados [2,12].

No caso do alumínio e suas ligas, a recuperação dinâmica ocorre com menor restrição. Isso significa que o processo de restauração parcial da estrutura cristalina é menos inibido. Em outras palavras, a recuperação dinâmica ocorre mais facilmente no alumínio e suas ligas.

Essa característica do alumínio e suas ligas de ter uma recuperação dinâmica menos inibida pode ter implicações na eficácia da deformação criogênica como um método para melhorar a resistência mecânica desses materiais podendo ser inferior a 10%, dependendo da técnica de processamento utilizada, segundo reportado na literatura [29]. Em comparação com metais e ligas que têm uma recuperação dinâmica mais significativamente suprimida, um aumento na resistência alcançada por meio da deformação criogênica pode ser relativamente menor para o alumínio e suas ligas.

O favorecimento da maclação mecânica é outro aspecto importante da deformação criogênica. A maclação mecânica é a formação de maclas como resultado da deformação plástica. Em temperaturas criogênicas, a maclação mecânica é facilitada devido à maior restrição de movimento das discordâncias, o que resulta na maclação como mecanismo de deformação. Aumentar a quantidade de defeitos, como discordâncias e maclas, pode levar a um aumento da resistência mecânica do material. No entanto, é necessário um equilíbrio cuidadoso, pois a deformação criogênica também pode afetar a ductilidade do material, tornando-o mais quebradiço em comparação com a deformação realizada em temperaturas mais altas.

Portanto, a deformação criogênica é uma abordagem que busca aumentar a quantidade de defeitos no material, favorecendo a maclação mecânica e potencialmente aumentando sua resistência, embora os efeitos na ductilidade também precisem ser considerados. A deformação criogênica pode ser empregada em diversas rotas de processamento e estudo, como na laminação criogênica, deformação plástica severa, compressão criogênica e tração criogênica.

É importante destacar que alcançar um aumento simultâneo significativo da resistência e ductilidade requer uma abordagem personalizada, adaptada às características específicas do material e das condições de aplicação. Dessa forma, a seleção e otimização adequada das técnicas de processamento e tratamento térmico são fundamentais para obter as propriedades desejadas no material.

3.2 ENSAIOS DE ESTAMPABILIDADE

A propriedade de fabricação chamada estampabilidade é a capacidade de uma chapa ser moldada de forma profunda sem rompimento [30]. A estampabilidade é crucial para a eficiência e qualidade do processo produtivo. Materiais com boa estampabilidade permitem a fabricação de peças complexas com menos defeitos, maior precisão e menor custo de produção. Além disso, a seleção adequada de materiais e parâmetros de processo pode reduzir o desperdício e aumentar a vida útil das ferramentas de estampagem.

Para verificar e estimar com segurança a capacidade de conformação ou plasticidade de um produto metálico, é recomendado submetê-lo a um ensaio nas condições normais de fabricação. Nesse procedimento, são considerados todos os fatores que influenciam o corpo metálico, como sua composição, microestrutura, forma, dimensão, bem como os aspectos relacionados ao processo, como velocidade de deformação, estado de tensão e deformação, atrito, lubrificação e temperatura [30].

3.2.1 Fatores que Influenciam a Estampabilidade

Propriedades mecânicas do material:

- Ductilidade: Materiais mais dúcteis são mais fáceis de estampar, pois podem ser deformados sem fraturar;

- Resistência à Tração: Materiais com alta resistência à tração podem suportar maiores forças de estampagem sem romper;
- Limite de Escoamento: Materiais com um limite de elasticidade mais baixo se deformam mais facilmente.

Espessura da chapa:

- Chapas mais finas são geralmente mais fáceis de estampar, mas podem ser mais propensas a enrugamentos ou rupturas.

Geometria da peça:

- Peças com formas complexas podem ser mais desafiadoras para estampar devido à necessidade de deformação em múltiplas direções.

Lubrificação:

- A utilização de lubrificantes adequados durante o processo de estampagem pode reduzir o atrito e o desgaste, melhorando a estampabilidade;

Temperatura:

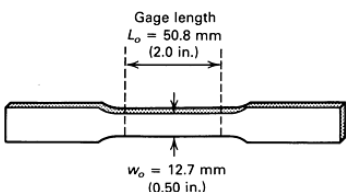
- Em alguns casos, a estampagem pode ser facilitada pela aplicação de calor, que aumenta a ductilidade do material.

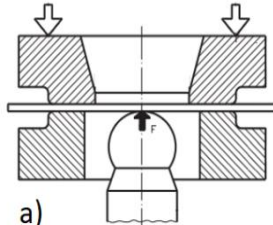
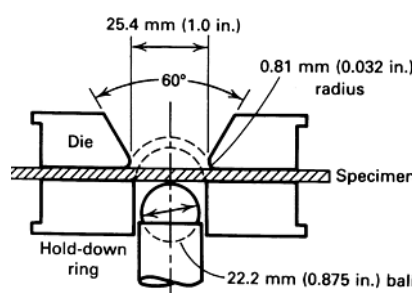
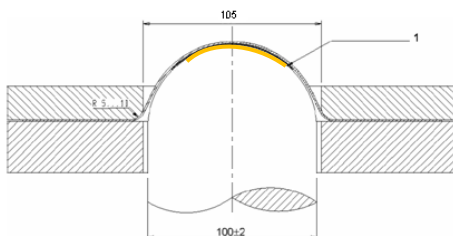
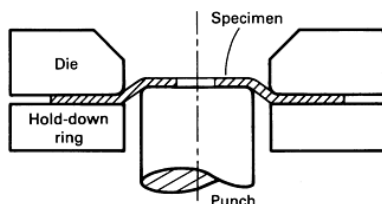
Podem ser classificados em dois grupos distintos:

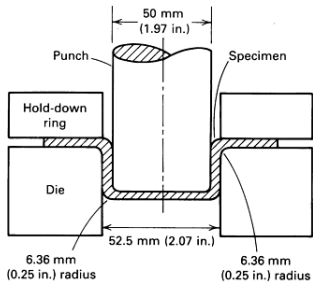
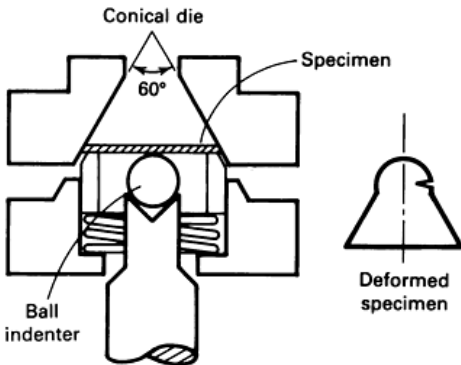
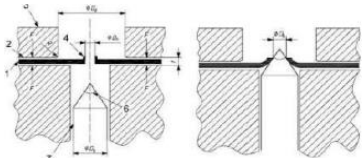
- Intrínsecos ou mecânicos convencionais: Não dependem da espessura e das condições superficiais (ensaios de tração, de compressão e de torção);
- Simulativos ou de estampabilidade, ensaios de estampabilidade e de forjabilidade) como: Embutimento Erichsen, Olsen e Fukui [31-35].

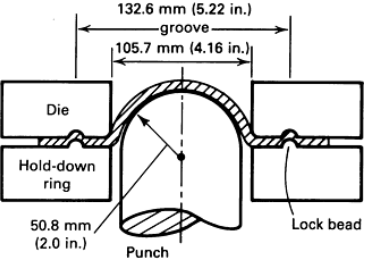
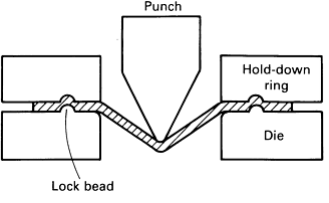
Dentre os ensaios de conformabilidade/estampabilidade pode-se dizer que os mais conhecidos e empregados são os mostrados resumidamente no quadro 1.

Quadro 1 – Ensaios de caracterização de chapas para estampagem.

	Ensaio	Características do ensaio:
TRAÇÃO (uniaxial)	Ensaio de Tração  Gage length $L_0 = 50.8 \text{ mm}$ (2.0 in.) $w_0 = 12.7 \text{ mm}$ (0.50 in.)	Determina: • Limite elástico; • Limite de resistência; • Alongamento; • Anisotropia; • Sensibilidade à taxa de deformação que é relevante em termos de conformabilidade, e as próprias equações constitutivas (Hollomon e Ludwig) em que os parâmetros de encruamento são determinados.
Continuação Quadro 1		

Continuação Quadro 1		
REPUXAMENTO E ESTIRAMENTO	Embutimento Erichsen  a)	Mede-se continuamente a carga e a profundidade de estampagem, quando a carga começa a diminuir é determinada a profundidade da calota obtendo como resultado o índice de ductilidade ou índice de embutimento Erichsen. Determina: • Profundidade de penetração do punção na amostra até a fratura; • Diâmetro de punção: 20mm
	Embutimento Olsen 	Semelhante ao ensaio Erichsen, com algumas alterações nas dimensões do punção do equipamento; Determina: • Profundidade de penetração do punção na amostra até a fratura; • Diâmetro de punção: 22,2mm
	Embutimento Nakazima 	• Permite com um único ferramental reproduzir estados de deformações uniaxiais e biaxiais, através da deformação imposta por um punção semi-esférico em chapas metálicas retangulares que variam de largura e são fixas por uma matriz e um prensa-chapa. • O uso de lubrificantes possibilita o ensaio biaxial, diminui a variabilidade de resultados. • Resultados mais repetitivos que Olsen e Erichsen.
	Embutimento Marciniak 	• Conformação simultânea do corpo de prova e de um espaçador posicionado na sua superfície, eliminando desta forma o efeito do atrito. • Formato das chapas que passam a ser circulares com entalhes circulares de raios variados. • Punção neste ensaio tem um formato de copo cilíndrico.
Continuação Quadro 1		

Continuação Quadro 1		
ESTAMPAGEM PROFUNDA	Ensaio Swift 	• Mede a capacidade de estampagem de um determinado material. É o mais aceitável para a estampagem profunda pois simula as condições de produção e assegurar que as diversas variáveis envolvidas podem ser repetidas. • Utilizam discos circulares de vários diâmetros, onde o resultado é obtido através da razão entre o maior diâmetro de disco e o diâmetro do punção, em que o processo de estampagem foi efetuado com sucesso, sem que tenha ocorrido a ruptura ou falhas superficiais da peça.
ESTIRAMENTO E ESTAMPAGEM PROFUNDA	Ensaio Fukui <i>CCV (Conical Cup Value)</i> 	A chapa é deformada em formato cônico primeiro e, em seguida, em formato cilíndrico para se adequar à região cilíndrica da matriz, até que o material comece a fraturar-se. Determina: • Material isotrópico se ocorrer fratura circular; • Material anisotrópico se não ocorrer fratura circular.
ESTIRAMENTO	Teste de Flangeamento 	• O ensaio de expansão de furo é utilizado para estudar os comportamentos específicos da estampagem de chapas com furos e sua respectiva expansão nas chapas com arestas cortadas, suas propriedades mecânicas, detalhamento, análise da propagação de trincas e sua conformação.
Continuação Quadro 1		
Continuação Quadro 1		

ESTIRAMENTO HIDRÁULICO	Bulge test 	• Caracterização intrínseca do material sob estado de estiramento biaxial, que é um estado de tensão muito comum nos processos de estampagem; • Testa níveis de tensões muito mais elevadas do que aqueles alcançados em testes de tensão uniaxial; • Checa a validade das teorias de plasticidade que tentam prever o comportamento do escoamento de metais em todos os estados de tensão a partir de testes de tensão uniaxial e de deformação plana; • Mede a deformação real na espessura do material.
DOBRAMENTO	Estiramento 	• No ensaio é feita a medida da altura da deformação até a fratura do corpo de prova, podendo variar o raio de curvatura do punção, espessura da chapa, lubrificação e largura da amostra.

Fonte: Adaptado de [34-40].

Como pode-se verificar há vários ensaios de conformabilidade ou estampabilidade desenvolvidos e disponíveis e o presente trabalho se desenvolverá baseado tanto em ensaios simulativos de embutimento Olsen/Erichsen, o qual será descrito em maiores detalhes na sequência.

3.2.2 Ensaio de Embutimento Olsen

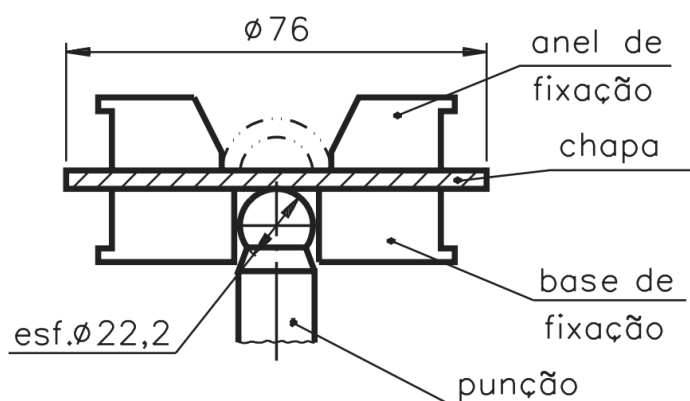
A estampagem desempenha um papel fundamental no processo de transformação de chapas metálicas finas em peças ou produtos, devendo assegurar a integridade das mesmas, sem risco de fraturas ou formação de microtrincas. Os ensaios de embutimento têm um papel crucial nesse contexto, pois são indispensáveis para avaliar a conformabilidade das chapas utilizadas. Para garantir o sucesso do processo, é imperativo que essas chapas sejam altamente dúcteis [41].

Os testes de embutimento por deformação por punção esférico tipo Erichsen, (mais utilizado na Europa e Japão) e Olsen (utilizado nos EUA) são amplamente utilizado para avaliar e comparar a conformabilidade de chapas metálicas possibilitando redução significativa de perdas de matéria prima, retrabalho e

consequentemente redução ou gastos produtivos desnecessários. O estiramento biaxial é o modo predominante de deformação que ocorrem durante o teste e, portanto, os resultados são mais frequentemente usados para classificar ou comparar materiais que devem ser conformados principalmente por alongamento [42]. É reconhecido que as alturas das calotas para amostras de um mesmo material podem variar com diferenças na magnitude de força de retenção, lubrificação e método de determinação do ponto final [43].

Os ensaios para avaliação do embutimento Erichsen e Olsen são padronizados pelas principais organizações e suas normas: ISO 20482, ISO 8490, DIN 50101, ASTM E643, e no Brasil pela NBR 16281 e o aparato para o desenvolvimento do ensaio Olsen podem ser visualizados na figura 2 [42,44-47].

Figura 2 – Aparato para o desenvolvimento do ensaio Olsen.



Fonte: Adaptado de [42].

Os Ensaios Olsen e Erichsen são dois testes de embutimento por deformação amplamente utilizados para avaliar a conformabilidade de chapas metálicas. No entanto, eles diferem em alguns aspectos importantes:

- 1) Dimensões: A principal diferença entre os ensaios está nas dimensões da esfera utilizada. No Ensaio Olsen, a esfera tem um diâmetro de 22,22 mm, enquanto no Ensaio Erichsen, a esfera tem um diâmetro de 20 mm;
- 2) Parâmetros medidos: No ensaio Olsen, a carga e a profundidade de estampagem são medidas continuamente durante o teste. O índice de ductilidade Olsen é obtido pela medição da profundidade da calota no momento em que a carga começa a diminuir. No ensaio Erichsen, a medida principal é a profundidade máxima de embutimento antes que ocorra a fratura da chapa;

- 3) Aplicações: Embora ambos os ensaios sejam utilizados para avaliar a conformabilidade de chapas metálicas, o Ensaio Olsen é mais comumente aplicado em chapas finas, enquanto o Ensaio Erichsen é frequentemente utilizado para avaliar a conformabilidade de chapas mais espessas;
- 4) Limitações de espessura da chapa: Nos Ensaios Olsen e Erichsen, a recomendação normativa se dá entre 0,20 e 2,00mm de espessura.

Nos Ensaios Olsen e Erichsen, ambos envolvem o processo de estiramento, no qual a espessura de uma chapa é reduzida através da aplicação de um punção de cabeça esférica contra uma matriz. Durante a realização do ensaio, o prensa-chapas atua para evitar que o material deslize para o interior da matriz. Mesmo com uma alta pressão no prensa-chapas, a ausência de saliências que impeçam o deslizamento da chapa para o interior da matriz não permite que o ensaio seja caracterizado apenas por deformações de estiramento. O ensaio é finalizado quando ocorre a fratura visível, e o resultado é obtido medindo-se a máxima penetração do punção sem que ocorra a falha [41].

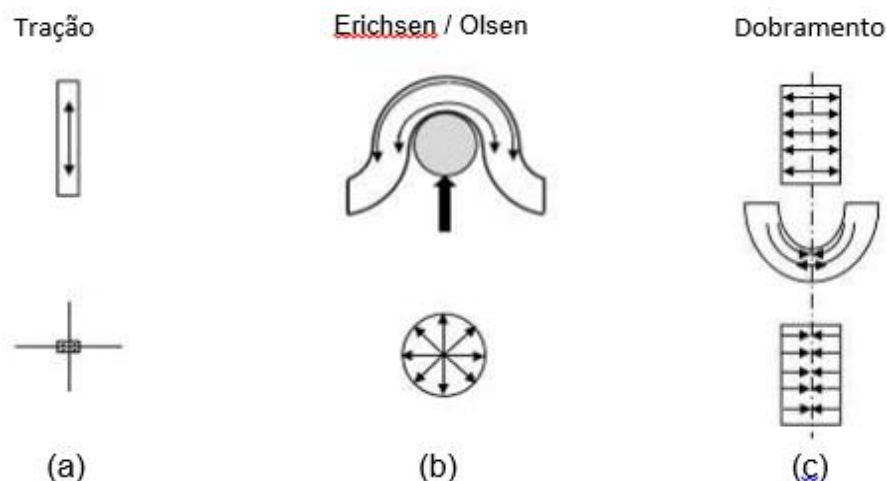
Os ensaios de estiramento são amplamente empregados devido às suas principais vantagens: rapidez e simplicidade operacional. O Índice Erichsen de Embutimento (IE) é obtido pela medição da altura do copo após o ensaio, tornando-se uma forma eficiente de avaliar a conformabilidade dos materiais utilizados [48].

Materiais com alta estampabilidade no processo de estiramento exibem um valor do IE, que está relacionado ao índice de encruamento (n) do material. Em outras palavras, um aumento no IE indica uma pequena correlação com o índice de encruamento (n) do material, e o inverso também é válido: um aumento no índice de encruamento resulta em um aumento do Índice Erichsen de Embutimento. O ensaio de domo esférico cujo ferramental possui travas (*“lock beads”*) é o que fornece melhor correlação com o índice de encruamento, justamente por não permitir o escorregamento da chapa [49].

Os tradicionais testes de tração em chapas metálicas fornecem informações essenciais sobre as propriedades dos materiais. No entanto estes submetem os corpos de prova a um estado de tensão uniaxial, conforme ilustrado na figura 3(a). Essa limitação é superada pelo ensaio Erichsen/Olsen, que é utilizado para determinar a ductilidade das chapas metálicas no qual ocorrem deformações trativas bidimensionais, como mostrado na figura 3 (b). Com condições de lubrificação

controladas, ocorre deformação biaxial. O corpo de prova se deforma de maneira uniforme em módulo e direção, caracterizando o estiramento [33].

Figura 3 – Representação da distribuição dos esforços durante os ensaios:
(a) Estado de tensão uniaxial; (b) Deformações trativas bidimensionais; (c) Dobramento



Fonte: Adaptado de [50].

Por meio do estudo do ensaio Erichsen e do ensaio Swift, é possível caracterizar o comportamento mecânico do material diante das solicitações presentes no processo de conformação, abrangendo uma ampla faixa de deformações, desde o estiramento até a estampagem profunda. Esses ensaios fornecem informações valiosas para entender como o material se comporta em diferentes condições de aplicação de força e deformação, permitindo uma análise abrangente do seu desempenho durante processos de conformação [51]. Em um processo de conformação de chapa, dificilmente tem-se apenas estiramento ou embutimento, sempre há uma combinação dessas duas operações com outras (dobramento, corte, etc.) [48].

3.2.3 Análise Visioplástica

O método de visioplasticidade é uma técnica de visualização que se baseia em experimentos para obter dados locais, como tensões, deformações e velocidades de deformação, durante o processo de conformação de materiais. Diferente de métodos preditivos, que utilizam bases teóricas abrangentes para prever o

comportamento global de um corpo, a visioplaticidade foca na observação direta e detalhada das mudanças que ocorrem em um material enquanto ele é deformado [32].

Para visualizar como o material escoar em todo o seu volume, um reticulado é traçado dentro do corpo do material. A observação desse reticulado permite a construção de um campo de velocidades, mostrando como o material se deforma ao longo do tempo. Em materiais com simetria axial, o reticulado é desenhado no plano meridiano. Em processos não estacionários, a deformação é observada continuamente; em processos quase estacionários, são necessárias apenas algumas observações para entender o comportamento do material. Esse processo de traçar e acompanhar o movimento das linhas do reticulado apresenta desafios experimentais significativos.

Em processos quase estacionários, as linhas inicialmente traçadas paralelamente à direção de escoamento se deformam de acordo com as trajetórias dos pontos do corpo, formando as chamadas linhas de escoamento.

Para visualizar a deformação na superfície de um material, pequenos círculos são desenhados em pontos específicos, representando um estado plano de tensão. À medida que o material se deforma, esses círculos se transformam em elipses. A medição dos eixos das elipses e dos raios dos círculos deformados permite acompanhar a evolução do estado de tensão na superfície do material e identificar o aparecimento de fissuras. Dessa forma, é possível verificar a anisotropia plástica e considerá-la na análise do processo de conformação [52].

3.3 PROPRIEDADES ANISOTRÓPICAS

A anisotropia é uma propriedade de materiais em que suas características físicas variam em diferentes direções. Isso significa que as propriedades do material, como resistência, elasticidade, condutividade térmica, e outras, não são uniformes em todas as direções. A anisotropia pode ocorrer devido à estrutura cristalina do material, à sua microestrutura, ou a processos de fabricação que introduzem direcionalidade.

Em chapas metálicas, a microestrutura pode apresentar características isotrópicas, sendo uniforme em todas as direções, ou, na grande maioria das vezes, anisotrópicas, com alinhamento em direções específicas. Esta microestrutura pode ter um impacto significativo na capacidade de conformação do metal em determinadas formas.

A anisotropia surge devido à orientação preferencial dos grãos no metal após uma deformação mecânica, que ocasiona uma anisotropia cristalográfica. Isso pode ocorrer também devido ao alinhamento de inclusões, vazios, segregações, ou ainda por conta do alinhamento de uma segunda fase precipitada, além da própria deformação mecânica.

As causas da anisotropia em metais podem incluir:

- a) Estrutura cristalina: A estrutura cristalina dos metais é uma das principais fontes de anisotropia. Metais com estruturas cristalinas diferentes, como cúbica de face centrada (CFC), cúbica de corpo centrado (CCC) ou hexagonal compacta (HC), exibem diferentes níveis de anisotropia devido à sua disposição atômica preferencial em determinadas direções cristalográficas;
- b) Textura cristalográfica: Durante o processo de formação ou deformação plástica, os grãos nos metais podem se orientar preferencialmente em certas direções, criando uma textura cristalográfica. Isso resulta em diferentes propriedades mecânicas em diferentes direções, contribuindo para a anisotropia;
- c) Processamento mecânico: Métodos de processamento mecânico, como laminação, forjamento e extrusão, podem introduzir anisotropia nos metais devido à orientação preferencial dos grãos causada pelas tensões e deformações aplicadas durante esses processos;
- d) Recristalização: A recristalização durante o processamento térmico de metais pode afetar a estrutura e a orientação dos grãos, resultando em mudanças na anisotropia do material;
- e) Defeitos cristalinos: Defeitos cristalinos, como discordâncias e maclas, podem afetar a anisotropia dos metais, uma vez que esses defeitos podem.

A anisotropia em chapas metálicas é predominantemente causada pelo processo de laminação. Durante o processo de laminação, os cilindros do laminador aplicam pressão e força direcional ao metal, resultando em deformação plástica. Isso leva a uma mudança na microestrutura do metal e influencia suas propriedades mecânicas de maneira significativa. Uma explicação mais detalhada do processo e de como ele afeta as propriedades do material pode ser listada:

- a) Deformação dos grãos: Durante a laminação, os grãos na microestrutura do metal são alongados na direção de laminação. Isso ocorre devido à aplicação de tensões compressivas nos cilindros do laminador, que forçam os grãos a se

deformarem na direção do movimento do material. Como resultado, os grãos tendem a se alinhar na direção de laminação;

b) Anisotropia mecânica: A deformação plástica durante a laminação cria uma anisotropia mecânica no material, ou seja, suas propriedades mecânicas variam em diferentes direções. As propriedades mecânicas ao longo da direção de laminação podem ser diferentes das propriedades nas direções transversais devido ao alinhamento preferencial dos grãos;

c) Textura cristalográfica: A laminação pode resultar na formação de uma textura cristalográfica no material, onde os grãos tendem a se orientar preferencialmente em uma direção. Isso pode ocorrer devido à deformação preferencial dos grãos durante o processo de laminação;

d) Propriedades mecânicas: Como resultado das mudanças na microestrutura e na textura cristalográfica, as propriedades mecânicas do material, como resistência à tração, dureza e tenacidade, podem variar em diferentes direções. Por exemplo, o material pode apresentar maior resistência à tração na direção de laminação devido ao alinhamento dos grãos, enquanto suas propriedades nas direções transversais podem ser diferentes.

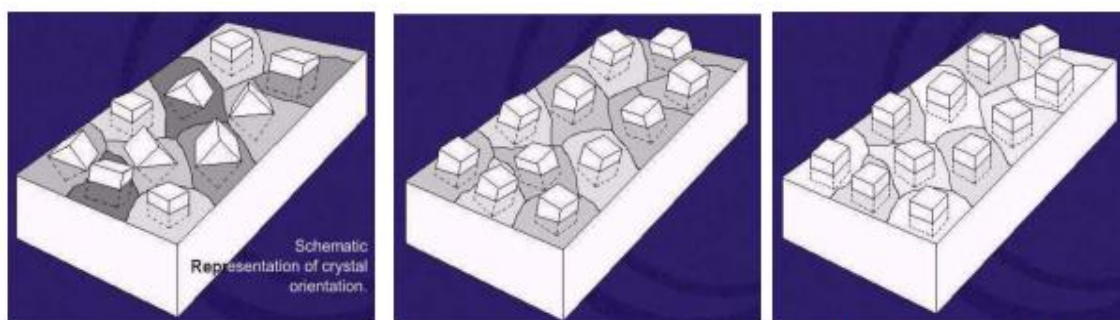
Durante a laminação, os cilindros do laminador alongam os grãos da microestrutura do metal na direção de laminação e nas direções transversais, resultando em propriedades mecânicas distintas ao longo das diferentes direções do material. Durante a deformação plástica, os cristais ou grãos nos agregados policristalinos metálicos se alinham de tal forma que certas direções cristalográficas coincidem com as principais direções de fluxo do metal. Esse alinhamento orientacional é conhecido como textura de deformação [32].

Esse efeito é evidente devido às alterações na orientação dos grãos e na estrutura cristalina do metal, influenciando sua capacidade de conformação e desempenho em diferentes direções. Essa anisotropia pode ser um fator crítico a ser considerado ao projetar e fabricar componentes de chapas metálicas [53].

Materiais que foram submetidos a processos mecânicos, como laminação, forjamento, estampagem, entre outros, podem exibir variações nas propriedades mecânicas dependendo da direção em que o corpo de prova é retirado para ensaio [48]. Essa dependência das propriedades em relação à orientação é conhecida como anisotropia. Existem dois tipos de anisotropia comumente encontrados em materiais metálicos [31]:

1) Anisotropia cristalográfica: Esse fenômeno ocorre devido à orientação preferencial dos grãos, que resulta da deformação severa. Durante esse processo, a orientação cristalográfica sofre mudanças significativas à medida que o reticulado cristalino realiza rotações por meio do escorregamento de planos, buscando alcançar orientações mais favoráveis [10]. Esse rearranjo cristalográfico é conhecido como textura de deformação, e pode ser visualizado na figura 4.

Figura 4 – Tipos de textura de deformação: (a) Distribuição dos cristais de forma aleatória (sem textura); (b) Distribuição dos cristais de com orientação preferencial; (c) Distribuição dos cristais altamente orientados (textura forte).



Fonte: Adaptado de [54].

Como a resistência de um único cristal é altamente anisotrópica, uma deformação plástica severa que gera uma orientação preferencial intensa resultará em um material policristalino que se aproxima da anisotropia de um único cristal. Nesse caso, a resistência ao escoamento e, em menor medida, a resistência à tração são as propriedades mais afetadas. O limite de escoamento na direção perpendicular à direção principal (longitudinal) de deformação pode ser maior ou menor do que o limite de escoamento na direção longitudinal, dependendo do tipo de orientação preferencial existente. A anisotropia cristalográfica pode ser eliminada por meio de recristalização, embora a formação de uma textura de recristalização possa levar ao surgimento de outro tipo de anisotropia [55].

2) Anisotropia metalográfica: Ocorre devido ao alinhamento preferencial de descontinuidades estruturais, como inclusões, vazios, segregações e fases secundárias, na direção de deformação. Esse tipo de anisotropia é especialmente relevante em componentes forjados e placas. Quando as descontinuidades estruturais são orientadas ao longo da direção de trabalho, elas podem afetar significativamente as propriedades mecânicas do material. Isso ocorre porque essas descontinuidades podem atuar como pontos de concentração de tensões, reduzindo a resistência e a

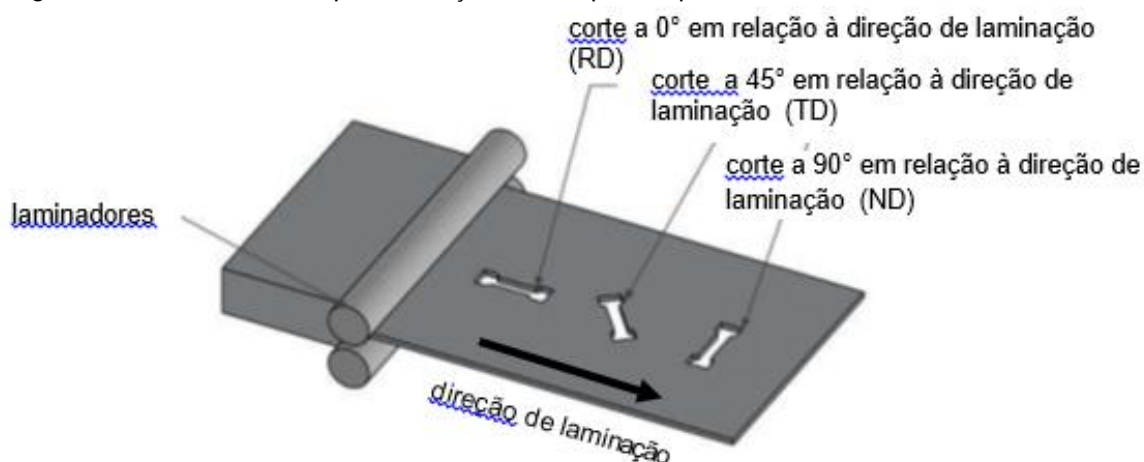
ductilidade do material na direção específica do fibramento mecânico. É importante considerar a anisotropia de fibramento mecânico durante o projeto e a fabricação de peças, a fim de evitar falhas prematuras e garantir o desempenho adequado do componente [31].

É importante examinar a relação entre a estampabilidade e os coeficientes de anisotropia quando se trata de chapas metálicas. Essa propriedade está diretamente relacionada à resistência ao afinamento da chapa durante o processo de estampagem [32].

Para avaliar essa característica, é comum utilizar o coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) que quantifica a capacidade de deformação da chapa em diferentes direções. No entanto, o cálculo desse coeficiente requer a consideração de certas condições e parâmetros específicos:

Condição 1: Os corpos de prova a serem ensaiados devem ser extraídos de chapas metálicas com ângulos de 0° (RD – “*rolling direction*”), 45° (TD - “*transversal direction*”) e 90° (ND - “*normal direction*”) em relação a direção de laminação como pode ser visto na figura 5.

Figura 5 – Posicionamento para extração dos corpos de prova.



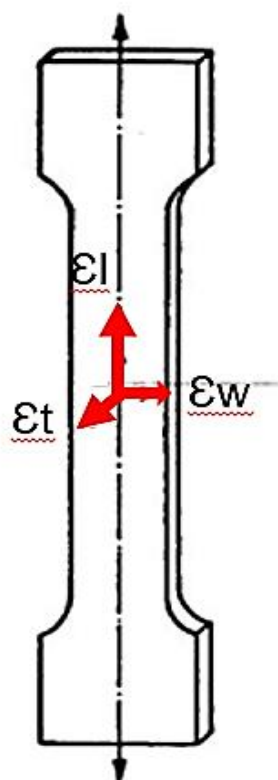
Fonte: Adaptado de [50].

Condição 2: Cada corpo de prova deve ser submetido ao ensaio de tração para a determinação do coeficiente de anisotropia (R).

O coeficiente de anisotropia também chamado de razão de deformação plástica ou Índice de Lankford [20] é definido matematicamente como a razão entre a deformação verdadeira que ocorre na largura (ϵ_w) (numa direção perpendicular à direção da tensão aplicada no plano da chapa) e a deformação verdadeira

concomitante no direção da espessura (ϵ_t) em chapas metálicas que foram submetidas à uma tensão uniaxial suficiente para induzir fluxo plástico, como mostrado na figura 6 [48].

Figura 6 – Deformações da largura, espessura e comprimento.



Fonte: A autora.

O R é numericamente igual ao expresso na equação (1) por meio das equações (2) e (3) [56].

$$R = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} \quad (1)$$

Onde:

$$\epsilon_w = \ln \left(\frac{w}{w_0} \right) \quad (2)$$

$$\varepsilon_t = \ln\left(\frac{t}{t_0}\right) \quad (3)$$

Onde w_0 e t_0 são respectivamente a largura e espessura iniciais do corpo-de-prova; enquanto que w e t são largura e espessura do corpo-de-prova após certa deformação plástica.

É importante destacar que em determinadas situações pode haver dificuldades na medição da deformação na direção da espessura (ε_t) durante ensaios realizados em chapas finas. Nesses casos, é recomendado utilizar a Lei de Constância de Volume, que substitui a deformação na espessura (ε_t) pela soma das deformações na largura (ε_w) e no comprimento (ε_l). A utilização da Lei de Constância de Volume permite contornar as limitações na medição direta da deformação na direção da espessura e proporciona uma estimativa mais precisa da deformação total do material durante o ensaio. Dessa forma, é possível obter resultados mais confiáveis ao avaliar a estampabilidade das chapas metálicas.

Condição 3: Para cada direção (longitudinal, transversal e 45°) em relação à direção de laminação, calculam-se os respectivos coeficientes de anisotropia normal (R_{0° , R_{45° e R_{90°) os quais servem subsídios para o cálculo do coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) segundo a equação (4):

$$\bar{R} = \frac{R_{0^\circ} + 2R_{45^\circ} + R_{90^\circ}}{4} \quad (4)$$

Outro parâmetro de grande importância na conformação mecânica é o coeficiente de anisotropia planar, que permite prever a ocorrência de orelhamento, resultante das diferentes propriedades mecânicas apresentadas no plano da chapa. Esse fenômeno ocorre quando existem variações nas propriedades nas direções de 0°, 45° e 90° após a laminação das chapas. É válido ressaltar que características como orelhamento podem resultar em retrabalho, reprovação de peças e, consequentemente, custos que podem ser evitados.

O coeficiente de anisotropia planar é uma medida quantitativa que fornece informações sobre a distribuição de deformações no plano que geram uma heterogeneidades das propriedades mecânicas da chapa metálica em diferentes

direções do plano. Essa variação nas propriedades pode influenciar significativamente o processo de conformação e a qualidade final das peças produzidas [48].

Ao considerar o coeficiente de anisotropia planar, é possível tomar medidas preventivas para minimizar ou eliminar o orelhamento, como ajustes no processo de laminação das chapas ou seleção de materiais com menor anisotropia. Dessa forma, é possível reduzir os problemas associados ao orelhamento, evitar retrabalho e reprovação de peças, otimizando os custos e melhorando a eficiência do processo de conformação.

O cálculo do coeficiente de anisotropia planar é feito a partir da equação (5):

$$\Delta R = \frac{R_{0^\circ} + R_{90^\circ} - 2R_{45^\circ}}{2} \quad (5)$$

Tanto o coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) quanto o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) são influenciados pela textura da chapa. No caso em que a chapa não possui textura, ou seja, quando os grãos estão orientados aleatoriamente, ela é considerada perfeitamente isotrópica. Nesse cenário, tem-se:

$$R_{0^\circ} = R_{45^\circ} = R_{90^\circ} = 1$$

Consequentemente:

$$\bar{R} = 1 \quad \text{e} \quad \Delta R = 0$$

Caso a chapa possua algum grau de texturização, ou seja, apresente uma fração de grãos orientados preferencialmente segundo determinadas direções, pode-se ter:

$$\bar{R} > 1$$

Onde a direção de maior resistência é a perpendicular ao plano da chapa e a diminuição da espessura é menor que a diminuição da largura apresentando assim uma maior razão limite de estampagem (RLE) ou seja uma maior resistência ao

afinamento consequentemente possibilita o processo de estampagem profunda [32,39,42,43], caso contrário:

$$\bar{R} < 1$$

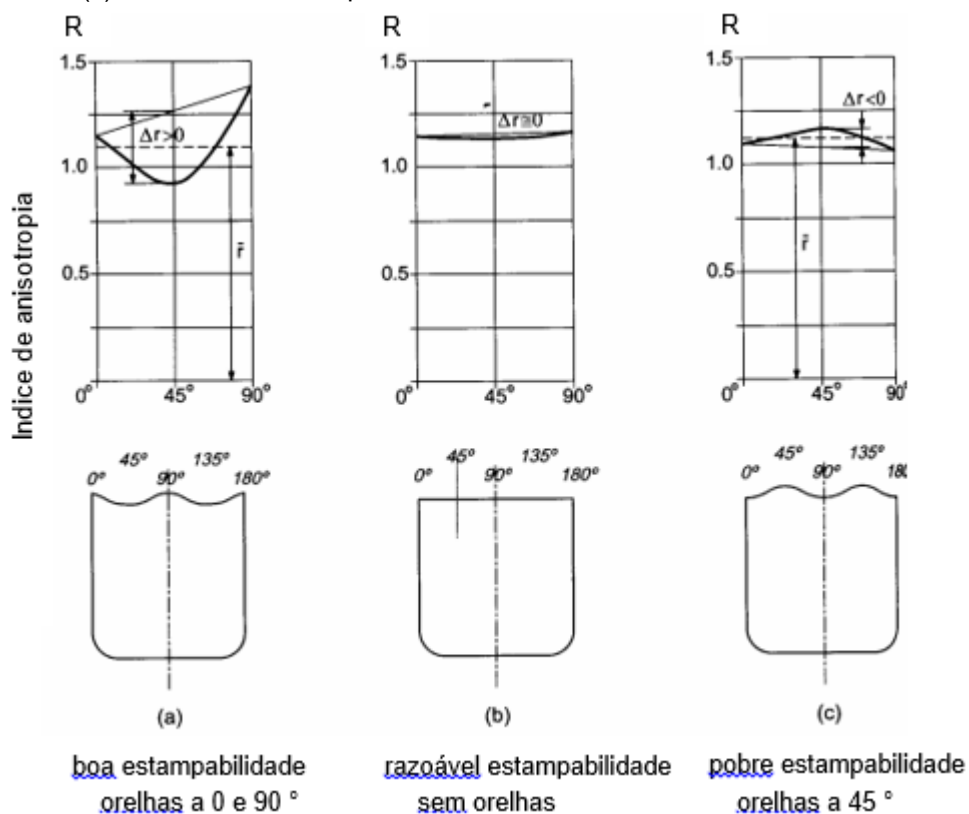
Onde a diminuição da largura é menor que a diminuição da espessura levando à uma falha prematura na espessura da chapa e consequentemente não apresentando uma boa estampabilidade como pode ser visto na figura 6 [35,36]. Portanto, a fim de obter melhores características de estampabilidade, é desejável durante o processo de laminação das chapas alcançar valores elevados para o coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e valores baixos para o coeficiente de anisotropia planar [32].

Quando o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) possui um valor diferente de zero, o material apresenta uma tendência de formação de orelhas durante o processo de estampagem profunda. Essas orelhas são resultado do comportamento diferenciado do material em diferentes direções, como ilustrado nas figuras 7 e 8.

Portanto, é ideal que o valor de ΔR seja próximo de zero para evitar a formação desse defeito durante o processo de estampagem [41]. Para um aço com boa estampabilidade, espera-se um alto valor para $\bar{R}$ (alta preferência de deformar-se no plano da chapa e pouco na espessura) e um ΔR próximo de zero (mínimo de variação planar).

Em resumo, a estampabilidade e os coeficientes de anisotropia desempenham um papel fundamental na garantia da qualidade e eficiência do processo de estampagem de chapas metálicas, permitindo a produção de peças conformadas com precisão, livre de falhas e com menor desperdício de recursos.

Figura 7 – Relação entre os diferentes coeficientes de anisotropia: (a) $\Delta R > 0$; (b) $\Delta R = 0$; (c) $\Delta R < 0$ com a estampabilidade.



Fonte: Adaptado de [35].

Figura 8 – Aparência típica de um copo deformado profundamente com orelhas abaixo de 0° e 90° em relação à direção de laminação.



Fonte: Adaptado de [57].

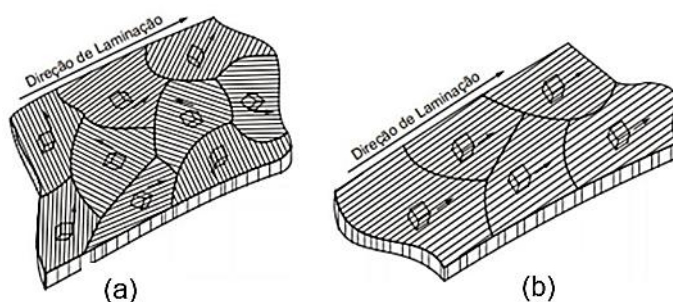
3.4 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

Os materiais policristalinos consistem em grãos, que são cristais pequenos delimitados uns pelos outros pelos contornos de grão. Esses contornos de grão são as interfaces onde os diferentes cristais se encontram, formando uma estrutura policristalina [58].

Cada grão em um material metálico possui uma orientação cristalográfica distinta em relação aos grãos adjacentes. A distribuição das orientações dos cristais no material é chamada de textura. A textura é uma característica importante que influencia as propriedades mecânicas, magnéticas e outras propriedades dos materiais policristalinos [32].

Quando um material metálico apresenta uma orientação cristalina aleatória, ele é classificado como um material sem textura, ou seja, não possui uma distribuição preferencial das orientações dos grãos. Nesse caso, os grãos estão orientados de maneira não sistemática, resultando em propriedades isotrópicas, sem direções preferenciais de propriedades físicas ou mecânicas [59]. No entanto, em determinadas circunstâncias, os processos de transformação dos metais, como solidificação, deformação plástica e recristalização, podem resultar em uma distribuição preferencial da orientação cristalina, como ilustrado na figura 9.

Figura 9 – Textura de laminação: a) Antes da laminação; b) Após laminação.



Fonte: Adaptado de [60].

Nessa situação, eixos cristalográficos específicos se alinham de maneira geométrica definida em relação às direções macroscópicas do corpo metálico. Essa distribuição preferencial da orientação cristalina é conhecida como textura e pode

afetar significativamente as propriedades do material, conferindo-lhe características anisotrópicas [32].

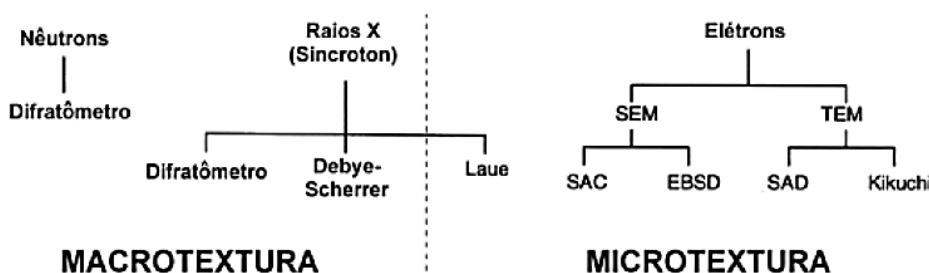
A orientação dos grãos exerce uma influência significativa nas propriedades de um material, tornando fundamental compreender a presença ou ausência de textura cristalográfica [61]. Propriedades como tensão de escoamento, resistência à tração, ductilidade, tenacidade, entre outras, podem ser afetadas por essa distribuição preferencial. É crucial considerar a textura cristalográfica ao projetar materiais para garantir o desempenho desejado em diferentes aplicações.

É importante ressaltar que a morfologia dos grãos não implica necessariamente na presença ou ausência de textura em materiais cristalinos [32,36].

Tradicionalmente as texturas cristalográficas eram determinadas por difração de raios-x e representadas por figuras de polo, mas nos últimos anos novos métodos de representação e determinação de textura têm sido largamente utilizado [10].

A maioria das técnicas usadas para a análise de textura é fundamentada na difração de ondas pela rede cristalina. Segundo o tipo de radiação usada, raios X, elétrons ou nêutrons, as técnicas podem ser classificadas em relação ao tipo de medida, de macrotextura ou de microtextura. A figura 10 apresenta um esquema das técnicas para determinação da textura por difração [61].

Figura 10 – Principais técnicas para determinação de textura de acordo com a técnica de difração.



Fonte: Adaptado de [61].

Neste trabalho a técnica de EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*) é descrita com maior detalhamento em função dos estudos propostos, pois será a partir de dados de microtextura que se estudará a influência da temperatura criogênica em ensaios de embutimento Olsen e ensaios de anisotropia.

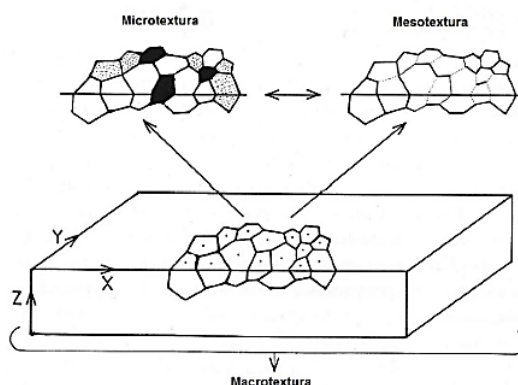
As determinações de EBSD podem ser classificadas em três classes:

- a) Medidas de orientação de grãos (microtextura e mesotextura);

- b) identificação de fases;
- c) medidas de tensões internas.

As principais diferenças entre as medidas tradicionais de textura (macrotextura), as medidas de microtextura e as determinações de mesotextura podem ser vistas na figura 11.

Figura 11 – Ilustração esquemática de macrotextura, mesotextura e microtextura.



Fonte: Adaptado de [62].

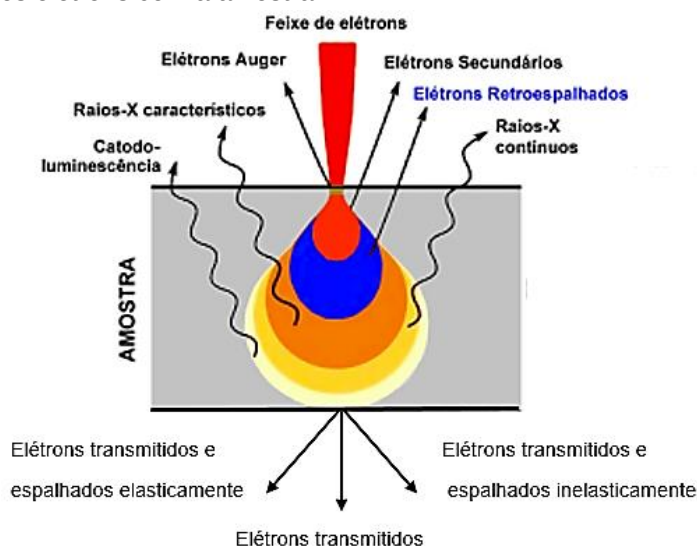
No método de determinação de microtextura utilizando EBSD, a orientação de cada grão é medida individualmente. Os resultados podem ser representados em figuras de polo e a orientação de cada grão é reconhecida no conjunto. Já nas medidas de mesotextura utilizando EBSD, é determinada a diferença de orientação entre cada grão ou subgrão e seus vizinhos. Os contornos de grãos e as fronteiras entre eles são caracterizados cristalograficamente. Dessa forma, obtém-se a distribuição das diferenças de orientação no conjunto de grãos e subgrãos examinados. Na figura 11, estão representados três tipos de contornos de grãos: espessos, finos e pontilhados. Essas categorias podem, por exemplo, estar associadas a faixas de diferença de orientação, como contornos de alto ângulo, contornos de "médio ângulo" e contornos de baixo ângulo [62].

3.4.1 Princípios da Difração de Elétrons Retroespalhados

Quando um feixe de elétrons incide em uma amostra sólida ocorrem vários eventos tais como emissão de elétrons secundários e de elétrons Auger, retroespalhamento, absorção e transmissão de elétrons, emissão de raios X e de luz

[62-64]. Na figura 12 são apresentados de forma esquemática e simplificada as principais interações dos elétrons com a amostra.

Figura 12 – Apresentação esquemática das possíveis interações dos elétrons com a amostra.



Fonte: Adaptado de [65].

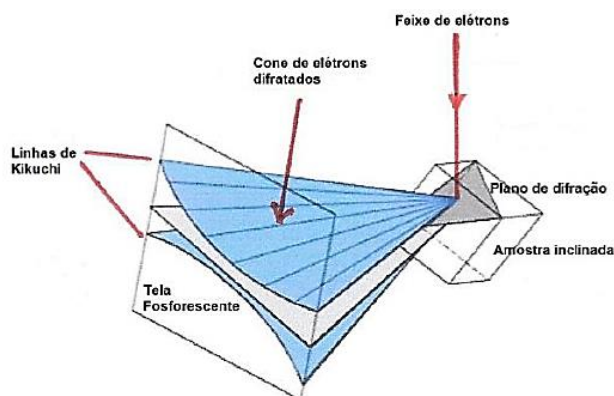
De acordo com Padilha e Sandin [62]:

Estas interações podem ser utilizados para obter informações sobre a amostra. Por exemplo, os elétrons secundários, retroespalhados e absorvidos podem ser utilizados para fazer imagens da superfície da amostra no microscópio eletrônico de varredura (MEV), enquanto os elétrons transmitidos são utilizados para observar defeitos cristalinos e precipitados finos no interior da amostra no microscópio eletrônico de transmissão (MET). Os raios X característicos e os elétrons Auger fornecem informações sobre a composição química da micro-região que os emitem, enquanto os elétrons difratados e retroespalhados fornecem informações sobre a estrutura cristalina. Os elétrons que deixam a superfície superior da amostra podem ser grosseiramente classificados em dois grupos: baixa energia e alta energia. O grupo de baixa energia inclui os elétrons secundários e os elétrons Auger. Por convenção, todos elétrons com energia menor que 50 eV são denominados elétrons secundário e são utilizados para fazer imagem de alta resolução no MEV. Os elétrons Auger têm energia um pouco mais alta que os elétrons secundários e são provenientes dos primeiros 10 Å. Os elétrons retroespalhados têm praticamente a mesma energia dos elétrons do feixe incidente e são provenientes de maior profundidade. Os elétrons retroespalhados são os únicos que tem energia suficiente para causar luminescência numa tela de fósforo e efetivamente contribuir na formação da figura de difração.

Ao incidirem na amostra, muitos elétrons do feixe incidente colidem com os átomos do material, resultando em espalhamento e produzindo um feixe de elétrons divergente logo abaixo da superfície. Esse feixe divergente incide sobre os planos cristalinos do cristal em todas as direções e sofre espalhamento elástico. Quando a

lei de Bragg é satisfeita para esses planos cristalinos, formam-se cones de difração conhecidos como cones de Kossel, ilustrados na figura 13. Cada plano cristalino gera dois cones de difração: um proveniente do lado superior do plano e outro proveniente do lado inferior, conforme observado na figura 13.

Figura 13 – Ilustração da formação do par de linhas de Kikuchi a partir dos cones de Kossel.



Fonte: Adaptado de [64].

Os cones de Kossel são formados quando um feixe de raios X ou elétrons incide em um cristal e é difratado por diferentes planos cristalinos. Esses cones concêntricos representam os pontos de intersecção onde a radiação difratada ocorre em ângulos específicos em relação aos planos cristalinos. Cada ponto de intersecção corresponde a um plano cristalino específico, permitindo a identificação e indexação dos planos cristalinos presentes na amostra. Os cones de Kossel são frequentemente utilizados para determinar a orientação e a estrutura cristalina de um material desconhecido.

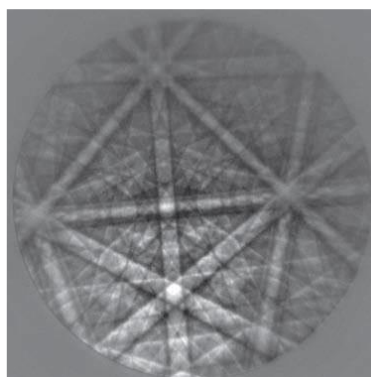
Por outro lado, as linhas de Kikuchi são padrões que surgem quando os elétrons difratados interagem com um filme fotográfico ou uma tela fosforescente colocados na frente da amostra. As linhas de Kikuchi são formadas por uma combinação complexa de reflexões e retroespalhamentos dos elétrons difratados, gerando um padrão de linhas paralelas, uma clara e outra escura, relacionadas aos eixos das zonas de planos cristalinos. Essas linhas se comportam como se estivessem rigidamente acopladas ao cristal e podem ser utilizadas para investigar a estrutura cristalina, a deformação e a orientação de cristais.

Portanto, tanto os cones de Kossel quanto as linhas de Kikuchi são valiosas ferramentas na área da difração de elétrons e raios X para entender a organização

atômica e a estrutura cristalina dos materiais. Cada um deles fornece informações únicas sobre a amostra, permitindo que os cientistas e pesquisadores estudem e caracterizem diversos aspectos dos materiais cristalinos [64].

As figuras de difração contendo linhas de Kikuchi como vistas na figura 14 possibilitam a identificação inequívoca da estrutura cristalina de uma fase [62].

Figura 14 – Projeção gnomônica ou figura de difração de um cristal com estrutura CFC do cobre.



Fonte: Adaptado de [61].

As principais medições realizadas por EBSD incluem:

- a) Orientação cristalina: A determinação da orientação cristalina de cada ponto ou região na amostra é a medição fundamental do EBSD. Isso permite identificar a textura cristalina presente em diferentes áreas do material;
- b) Mapa de orientação: Com base nas medições de orientação cristalina, é possível criar mapas que mostram a distribuição dos diferentes grãos e suas orientações em toda a amostra. Esses mapas permitem visualizar e analisar a microestrutura do material em escala microscópica;
- c) Índices de Miller: O EBSD pode fornecer os índices de Miller associados às diferentes orientações cristalinas presentes na amostra, o que é útil para a análise das características de cristalitos individuais;
- d) Tamanho e forma de grão: Com base nas informações sobre a orientação dos grãos e seus limites, é possível determinar o tamanho médio e a forma dos grãos na amostra;
- e) Análise de fases: O EBSD pode ser usado para identificar diferentes fases presentes na amostra com base em suas orientações cristalinas;

- f) Análise de textura: O EBSD é uma ferramenta valiosa para estudar a textura cristalográfica de materiais, ou seja, a preferência de orientações cristalinas em certas direções;
- g) Análise de defeitos cristalinos: O EBSD pode ser usado para investigar a presença de defeitos cristalinos, como emaranhado de discordâncias, maclas, contornos de grão e subgrãos;
- h) Análise de tensões: A partir das medições de deformações elásticas da rede cristalina, é possível estimar as tensões residuais e/ou aplicadas nos materiais;
- i) Análise de inclusões e fases específicas: O EBSD pode ser usado para identificar e caracterizar inclusões, precipitados ou fases específicas presentes em uma matriz cristalina;
- j) Estudo de mecanismos de deformação e recristalização: O EBSD é utilizado para entender os mecanismos de deformação e recristalização em materiais submetidos a processos mecânicos ou térmicos.

Existem parâmetros adicionais para caracterizar a qualidade do padrão de difração registrados pelo sistema, tais como:

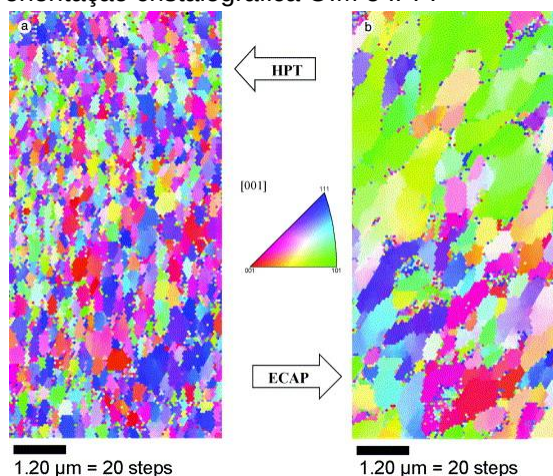
- IQ ("Image Quality"), relacionado ao contraste do padrão de EBSD no ponto de medição e representa uma descrição quantitativa da nitidez das bandas no padrão EBSD. Uma rede cristalina distorcida por defeitos cristalinos, como discordâncias e contornos entre subgrãos afetam a qualidade do padrão Kikuchi, levando a valores de IQ baixos [62];
- CI ("Confidence Index"), associado o grau de confiança no resultado obtido. O fator CI varia de 0 a 1 e fornece a qualidade dos padrões de difração de retroespalhamento. O CI é calculado usando a indexação automatizada de padrões de difração de um sistema de classificação. O fator CI quantifica a confiabilidade do padrão indexado, sendo zero de baixa confiabilidade e 1 de superior confiabilidade [62].
- FIT, apresenta a diferença entre o ângulo medido pela interpretação dos dados de EBSD e o esperado teoricamente da rede cristalina avaliada [65].

Essas medições fornecem informações detalhadas sobre a microestrutura e a cristalografia dos materiais, permitindo uma análise completa das propriedades e comportamento dos mesmos.

O método mais amplamente utilizado para analisar e interpretar os dados obtidos por meio do ensaio EBSD é o mapa de distribuição de orientação

cristalográfica OIM (“*Orientation Imaging Microscopy*”), que exibe a textura da superfície analisada por meio de um mapa cristalográfico. Esse mapa é frequentemente acompanhado pela Figura de Polo Inversa (do inglês IPF – “*Inverse Pole Figures*”), que fornece informações adicionais sobre a orientação dos grãos como pode ser visto o exemplo da figura 15.

Figura 15 – Exemplo de mapa de distribuição de orientação cristalográfica OIM e IPF.



Fonte: Adaptado de [66].

A IPF é uma representação complementar que destaca as orientações cristalinas preferenciais em relação a uma direção específica. Ela é útil para identificar padrões de textura e entender como os grãos estão orientados em relação a um sistema de referência particular. O mapa OIM mostra a distribuição espacial das orientações cristalinas em toda a amostra, permitindo a visualização e a análise da microestrutura em escala microscópica. Através desse mapa, é possível identificar e distinguir diferentes grãos e suas respectivas orientações cristalográficas.

Em conjunto, o mapa OIM e a IPF, fornecem uma visão completa da textura cristalográfica do material em análise caso uma área suficientemente grande for varrida para se ter vários grãos, permitindo uma interpretação detalhada da distribuição de grãos e suas orientações. Essas informações são essenciais para entender as propriedades e o comportamento mecânico, térmico e estrutural dos materiais estudados, sendo amplamente aplicadas em pesquisas e aplicações em ciência de materiais, metalurgia, geociências e outras áreas afins.

3.5 RUGOSIDADE SUPERFICIAL

É interessante notar que em estudos anteriores como os de Grabner et al. [1,18] foi observado que a rugosidade dos corpos de prova foi reduzida após procedimentos fabris em condições criogênicas. Esse achado sugere que a exposição a baixas temperaturas teve um efeito de diminuição da rugosidade das superfícies. Esse tipo de resultado pode ter implicações significativas em várias áreas, incluindo engenharia de materiais, manufatura e outras aplicações tecnológicas.

Para compreender o efeito da condição criogênica na rugosidade dos corpos de prova, é uma abordagem válida também explorar os dados de acabamento superficial. O acabamento superficial se refere às características texturais da superfície, resultantes dos processos de fabricação e tratamento. Se há uma redução na rugosidade em condições criogênicas, entender como isso interage com o acabamento superficial pode fornecer informações importantes para potenciais aplicações e impacto no processo de manufatura.

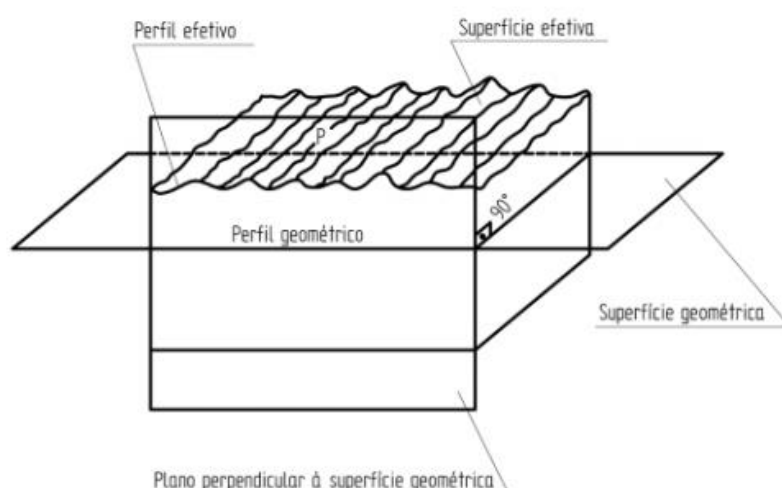
Rugosidade refere-se à textura ou aspereza de uma superfície. Em termos mais técnicos, a rugosidade é a irregularidade microscópica presente numa superfície, que pode ser medida através de parâmetros como a altura média das saliências e reentrâncias presentes nela. A rugosidade é uma característica importante em várias áreas, incluindo engenharia, manufatura, metalurgia, geologia, biologia e muitas outras. Ela desempenha um papel significativo em determinar como as superfícies interagem umas com as outras em termos de fricção, aderência, reflexão de luz, propriedades hidrofóbicas ou hidrofílicas, entre outros.

Para efeito de estudo do acabamento superficial, podem-se classificar as superfícies conforme segue abaixo demonstradas na figura 16 [67]:

- Superfície real – superfície que limita um corpo e o separa do meio ambiente;
- Superfície geométrica – superfície ideal prescrita em projeto, na qual não existem erros de forma macro ou microgeométricos. Exemplos: superfície plana, superfície cilíndrica, superfície esférica;
- Superfície efetiva – superfície obtida por instrumentos analisadores da superfície. A superfície efetiva aproxima-se da superfície real à medida que a precisão de medida aumenta. Sistemas de medida diferentes podem dar superfícies efetivas diferentes para uma mesma superfície real;

- Perfil real – intersecção da superfície real com um plano perpendicular à superfície geométrica;
- Perfil geométrico – intersecção da superfície geométrica com um plano perpendicular a ela.

Figura 16 – Classificação das superfícies e perfil para análises de rugosidade.

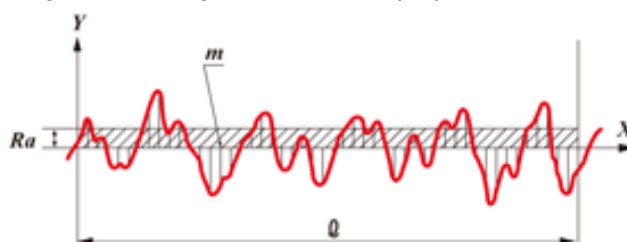


Fonte: Adaptado de [68].

A rugosidade superficial é medida e quantificada através de parâmetros específicos que descrevem a amplitude das irregularidades presentes na superfície. Alguns dos parâmetros comuns usados para medir a rugosidade superficial incluem:

- a) Rugosidade Média (R_a): É a média aritmética das diferenças de altura entre os pontos mais altos e mais baixos da superfície em uma área de amostragem. O valor de R_a dá uma ideia geral da aspereza da superfície e pode ser exemplificada na figura 17.

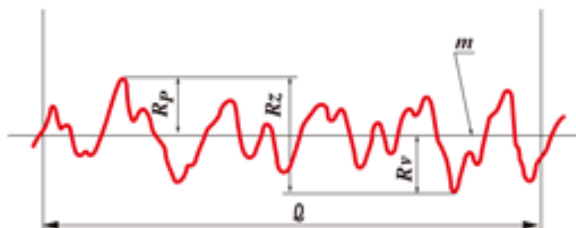
Figura 17 – Rugosidade Média (R_a).



Fonte: Adaptado de [67].

b) Altura Máxima das Rugosidades (R_z): Representa a diferença de altura entre o ponto mais alto e o ponto mais baixo em uma seção da superfície e pode ser mostrada na figura 18.

Figura 18 – Altura Máxima das Rugosidades (R_z).



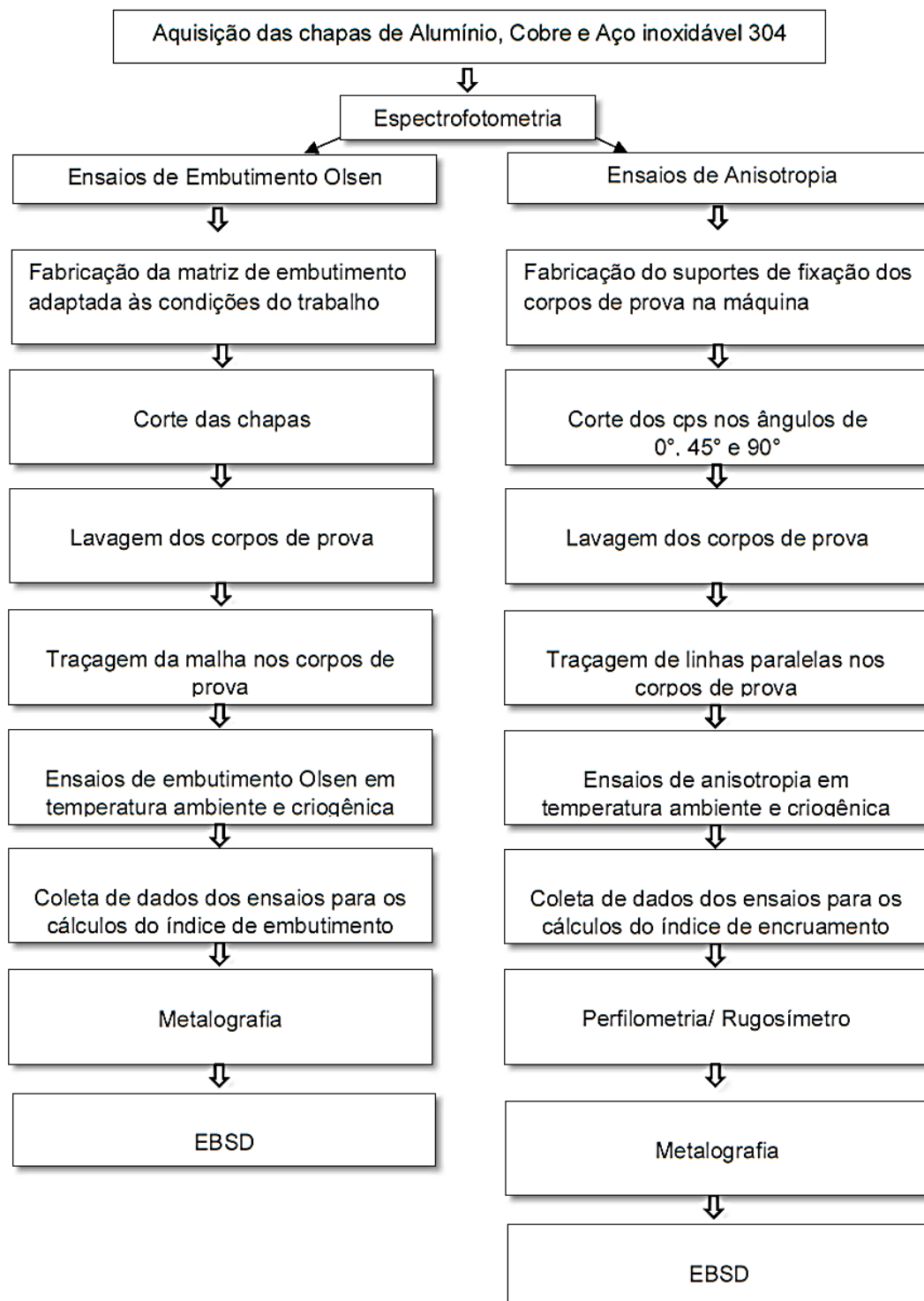
Fonte: Adaptado de [67].

- c) Valor Quadrático Médio (R_q): Calcula a raiz quadrada média das diferenças de altura em uma área de amostragem, fornecendo uma medida da rugosidade efetiva.
- d) Altura Total das Rugosidades (R_t): É a diferença total de altura entre o ponto mais alto e o ponto mais baixo em toda a extensão da superfície analisada.
- e) Comprimento de Avaliação (L_c): Refere-se à distância ao longo da qual os parâmetros de rugosidade são medidos. Pode ser usado para descrever características de rugosidade em diferentes escalas [68,69].

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O desenvolvimento do trabalho proposto envolveu várias etapas que estão detalhadas no fluxograma apresentado na figura 19.

Figura 19 – Etapas envolvidas na sequência de atividades do trabalho.



Fonte: A autora.

4.1 MATERIAIS

As chapas metálicas de alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304, com espessura de 0,5 mm, utilizadas neste estudo foram adquiridas comercialmente, não foram submetidas a tratamento térmico prévio antes dos ensaios propostos neste trabalho e nelas foram realizadas análises espectrofotométricas para determinar a composição química dos materiais a serem trabalhados. Essas análises permitiram obter informações detalhadas sobre os elementos presentes em cada amostra, fornecendo uma visão precisa da composição química desses materiais. Os resultados obtidos do Espectrômetro de Emissão Ótica, modelo PDA7000-Shimadzu do Laboratório de Fundição da UTFPR-PG estão mostrados nas tabelas 1, 2 e 3.

Na tabela 1 a análise da composição química revela que trata-se de um alumínio comercialmente puro da série AA 1060. Na tabela 2, é possível constatar que a chapa de cobre apresenta em sua análise o elemento cobre com uma porcentagem em 99,7%, qualificando-o como cobre não ligado, já que, para ser classificado como uma liga, é necessário ter uma composição inferior a 99,3%. Na tabela 3 a análise química corrobora a faixa de composição química para um aço inoxidável AISI 304.

Tabela 1 – Resultado da análise da chapa de alumínio.

Elemento	% média
Cu	0,031
Si	0,050
Mg	0,000
Zn	0,021
Fe	0,026
Mn	0,002
Ni	0,005
Ti	0,014
Cr	0,003
Sn	0,001
Pb	0,002
Al	99,600
Total	99,730

Fonte: A autora.

Tabela 2 – Resultado da análise da chapa de cobre.

Elemento	% média
Sn	0,090
Pb	0,029
Zn	0,055
Fe	0,014
Ni	0,002
Al	0,012
Si	0,003
Mn	0,001
P	0,002
S	0,000
As	0,014
Sb	0,010
Cu	99,760
Total	99,990

Fonte: A autora.

Tabela 3 – Resultado da análise da chapa de aço inoxidável AISI 304.

Elemento	% média
C	0,036
Si	0,545
Mn	1,420
P	0,011
S	0,003
Ni	8,470
Cr	18,100
Cu	0,068
Co	0,330
Al	0,018
Ti	0,010
V	0,140
Pb	0,036
Nb	0,030
B	0,003
W	0,034
Fe	70,740
Total	99,970

Fonte: A autora.

4.2 MÉTODOS

4.2.1 Embutimento Olsen

Na sequência será feita uma breve descrição procedimental como foram feitos os ensaios de embutimento Olsen que darão subsídios para possíveis conclusões acerca da proposição do trabalho.

Esta etapa do trabalho propõe-se a fazer ensaios de embutimento Olsen em chapas metálicas de alumínio (Al), cobre (Cu) e aço inoxidável AISI 304, em temperaturas ambiente e criogênica ($\approx -173^{\circ}\text{C}$), para que comparativamente seja analisada a influência da temperatura criogênica em processos de conformação.

As normas ASTM E643-15, ABNT NBR 16281:2014 e ISO12004-1 [42,47,69] regem o procedimento experimental para os ensaios de embutimento, nas quais as principais recomendações são:

- a) A espessura recomendada para as chapas deve estar entre 0,2 e 2,0 mm;
- b) Para o ensaio de embutimento Olsen é utilizada uma esfera com diâmetro de 20 mm e dureza maior que 62 HRC;
- c) As amostras devem ter no mínimo 90 mm de diâmetro quando forem circulares ou também 90 mm de largura e comprimento quando quadradas;
- d) Utilização de lubrificantes;
- e) A velocidade do penetrador durante o ensaio deve estar entre 0,08 a 0,4 mm/s;
- f) Caso a máquina não apresente um indicador de carga, o ponto final do ensaio deve ser o mínimo de fratura visível no domo da amostra após ensaiada;
- g) Desconsiderar o ensaio caso a amostra frature na base do corpo de prova.

Como descrito no item (d), as normas recomendam a utilização de lubrificantes ao se fazer os ensaios de embutimento porém neste trabalho os corpos não receberam lubrificantes durante os ensaios, pois, em testes prévios foi utilizada graxa grafitada que durante os ensaios criogênicos tornava-se uma camada rígida congelada a qual se rompia e deformava heterogeneamente a calota da chapa ensaiada, então decidiu-se pela não aplicação do lubrificante tanto em temperatura ambiente quanto em temperatura criogênica.

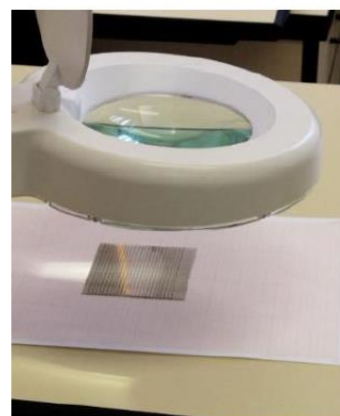
Todos os corpos de prova utilizados nos ensaios Olsen foram extraídos de chapas de qualidade comercial com espessura de 0,5 mm e cortadas em guilhotina nas dimensões de 90 mm x 90 mm (comprimento x largura). Os corpos de prova

receberam marcações num padrão de malha quadriculada de 2,5 mm x 2,5 mm para as análises de visioplaticidade. As marcações foram inicialmente feitas por meio de impressão à laser, porém durante o ensaio a tinta empregada não apresentou ancoragem suficiente para suportar a deformação das chapas. A técnica de marcação eletroquímica também foi utilizada, mas sem sucesso pois as marcações ficaram manchadas e perderam a qualidade de impressão principalmente nos corpos de prova de cobre, então partiu-se para marcações manuais com o auxílio de uma caneta de tinta permanente com ponta de 0,3 mm como pode ser visto na figura 20 (a).

Figura 20 – (a) Corpos de prova marcados para ensaio de embutimento Olsen; (b) Lupa de ampliação para facilitar a marcação da malha.



(a)



(b)

Fonte: A autora.

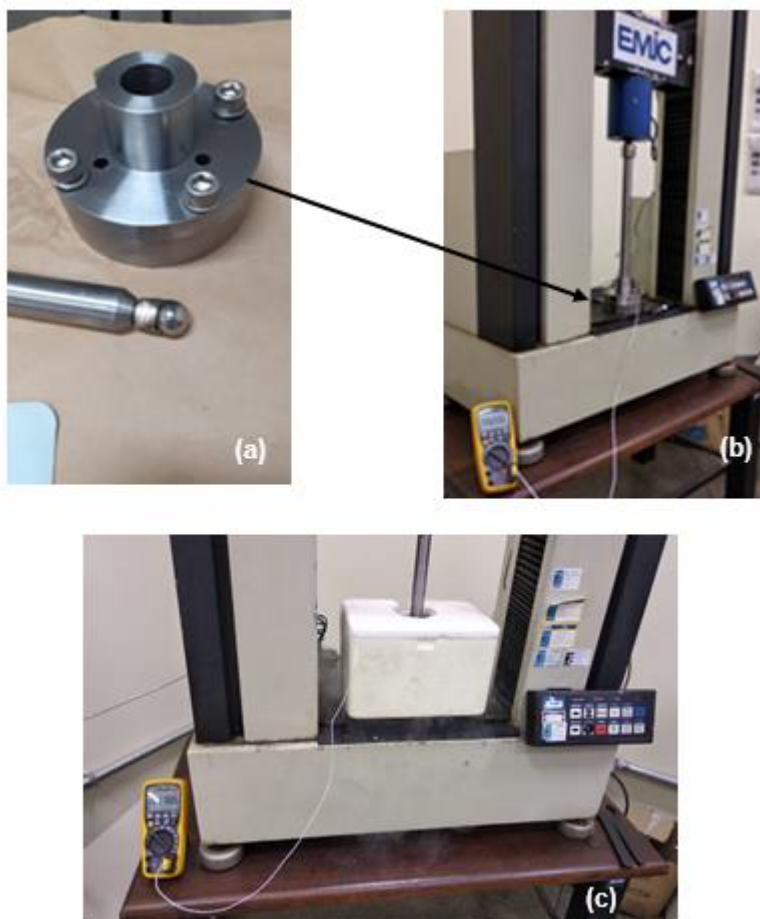
Os traços foram feitos tendo por base o auxílio de uma folha de papel milimetrado e sobre esta era posicionada e afixada com fita dupla face ao corpo de prova para evitar a movimentação durante a marcação. Para facilitar a marcação dos traços foi utilizada uma lupa de ampliação, como visto na figura 20 (b). Antes de se fazer as tentativas de marcação as chapas foram lavadas com água e detergente e depois de secas submetidas a um pano embebido em acetona para remoção de eventual gordura residual.

Para serem feitos os testes de embutimento Olsen houve a necessidade de se fabricar uma matriz. A usinagem da matriz, em aço AISI-SAE 4340, seguiu o dimensional sugerido pela norma ASTM E643 já descrita [42] e pode ser visualizado na figura 21 (a).

O penetrador utilizado como punção da matriz foi uma esfera de rolamento de 22 mm, garantindo assim o dimensional normativo e a baixa rugosidade necessária

para o ensaio. Na figura 21 (b) pode ser visto o aparato do embutimento Olsen acoplado à máquina universal de ensaios EMIC DL-10 do Laboratório de Ensaios Destrutivos e não Destrutivos da Universidade Tecnológica Federal do Paraná-PG para a condição em temperatura ambiente e na figura 21 (c) o aparato Olsen imerso em um reservatório isolante no qual continha nitrogênio líquido para os ensaios em temperatura criogênica.

Figura 21 – (a) Matriz e punção utilizada para ensaios de embutimento; (b) Aparato do embutimento Olsen acoplado à máquina universal de ensaios; (c) Reservatório isolante para o ensaio em temperatura criogênica.



Fonte: A autora.

A máquina universal de ensaios possui em seus acessórios uma matriz própria para testes de embutimento, porém esta apresenta um dimensional com uma massa metálica considerável, e, para se atingir e manter as temperaturas criogênicas haveria um gasto substancialmente maior de nitrogênio líquido durante os ensaios, por este motivo decidiu-se utilizar uma matriz de menores dimensões externas, porém

atentando-se ao fato de a redução de massa da matriz não influenciar o ensaio. Vale ressaltar que os corpos de prova foram posicionados na base inferior da matriz, ainda aberta, e na sequência a base superior era posicionada acima do corpo de prova e fechada com o auxílio de 4 parafusos para garantir que as chapas não se movimentassem durante o ensaio.

Para identificação dos corpos de prova foi criada uma nomenclatura mostrada no quadro 2.

Quadro 2 – Nomenclatura para identificação dos corpos de prova.

1º termo	2º termo	3º termo	4º termo
Material	Nº do CP	Velocidade do ensaio	Temperatura
A= alumínio C= cobre I = inoxidável 304	1, 2, 3 ou R=até o rompimento	A= 0,1 mm/s B= 0,2 mm/s	AMB= ambiente CRYO= criogênica
Exemplo: ARA CRYO Alumínio, ensaiado até o rompimento numa velocidade de 0,1 mm/s em temperatura criogênica.			

Fonte: A autora.

A temperatura dos ensaios na condição ambiente e criogênica foram monitoradas por meio de um multímetro Hikari HM 2920 conectado a um termopar tipo K afixado com fita adesiva siliconada na região central das chapas a serem ensaiadas como visualizado na figura 22.

Figura 22 – Fixação do termopar para acompanhamento de temperatura durante o ensaio.



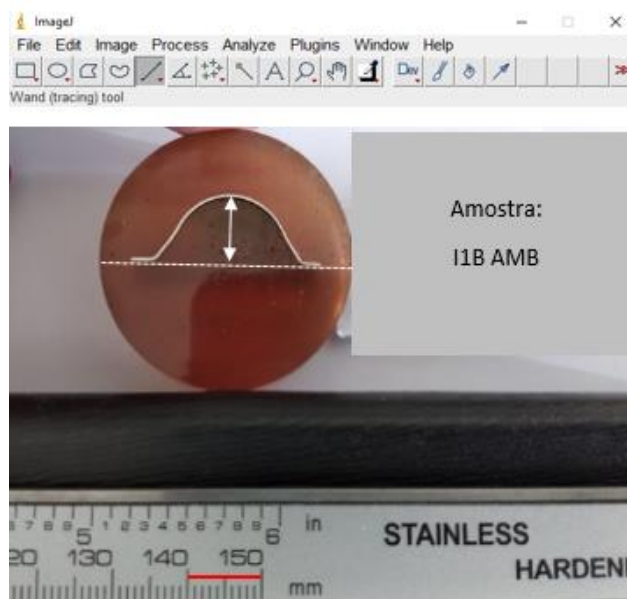
Fonte: A autora.

Após ensaios realizados os resultados dos índices de embutimento (I.E.) foram feitos de duas maneiras:

- a) Por meio do software TESC da máquina universal de ensaios;
- b) Por imagens.

As leituras do IE ou altura do domo foram feitas por duas metodologias pois o software não apresentou leitura de (I.E.) no registro final do relatório de ensaios para a maioria dos corpos de prova, então para estes casos foi feita a partir da leitura da força máxima atingida a respectiva deformação registrada no gráfico gerado. Por motivos comparativos, em virtude da falta de registro de alguns índices de embutimento, foram feitas medidas a partir da imagem de corpos de prova preparados para análise metalográfica com o auxílio do software Image J, no qual seguiu-se o procedimento básico de calibração e criou-se uma linha base na deformação e na sequência feita a medição da altura do domo do corpo de prova como pode ser visto na figura 23.

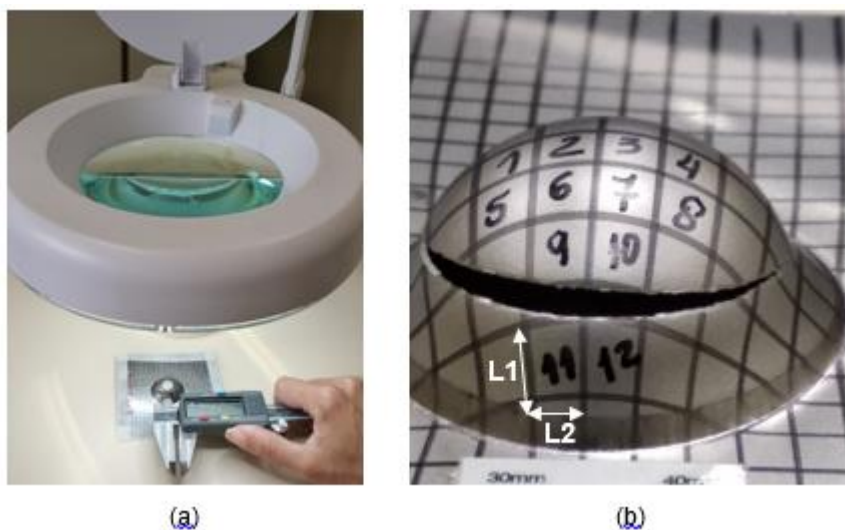
Figura 23 – Metodologia paralela para medição da altura do domo após o ensaio de embutimento.



Fonte: A autora.

Na análise visioplástica, as variações dimensionais pontuais foram avaliadas medindo-se as arestas das células da malha deformada (L1 e L2). As células afetadas pela deformação foram numeradas, e suas arestas foram medidas utilizando um paquímetro, com o auxílio de uma lupa de ampliação para facilitar a identificação dos limites de cada célula. Essas etapas estão ilustradas na figura 24 (a) e (b).

Figura 24 – (a) Lupa de ampliação para facilitar a observação das células
(b) Células deformadas numeradas e então medidas com um paquímetro.



Fonte: A autora.

A partir das medidas são feitos os cálculos de deformação verdadeira e plástica a partir das equações (6), (7) (8) e (9) respectivamente [43]:

$$\text{deformação verdadeira} = \varepsilon_1 = \ln \left(\frac{L_1}{L_0} \right) \quad (6)$$

$$\text{deformação verdadeira} = \varepsilon_2 = \ln \left(\frac{L_2}{L_0} \right) \quad (7)$$

$$\text{deformação plástica} = \left(\frac{L_1 - L_0}{L_0} \right) \times 100 \quad (8)$$

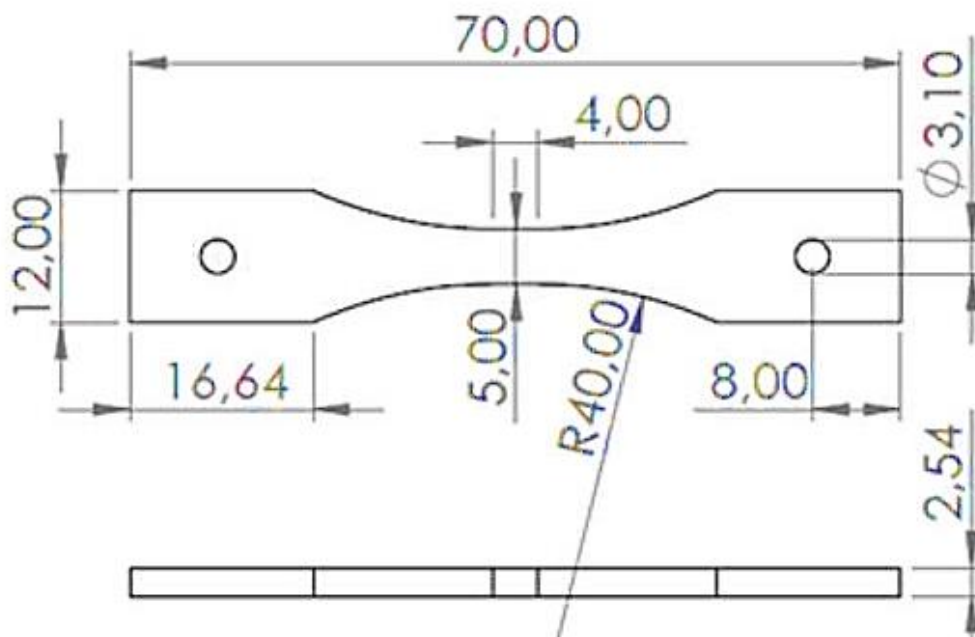
$$\text{deformação plástica} = \left(\frac{L_2 - L_0}{L_0} \right) \times 100 \quad (9)$$

Onde: L1 é a maior distância após deformação, L2 é a menor distância após deformação, e L0 é o tamanho inicial da malha antes da deformação.

4.2.2 Ensaios de Anisotropia

Os corpos de prova foram produzidos a partir de chapas comerciais de alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304, todas com espessura de 0,5 mm, sendo que o corte dos corpos de prova foi realizado em jato de água para que não houvesse alteração microestrutural ou esta fosse a mínima possível. As dimensões das amostras, em milímetros, podem ser vistas na figura 25, que seguem a norma ASTM E8M-04 [39].

Figura 25 – Geometria e medidas em mm de corte para os corpos de prova “subsize”.

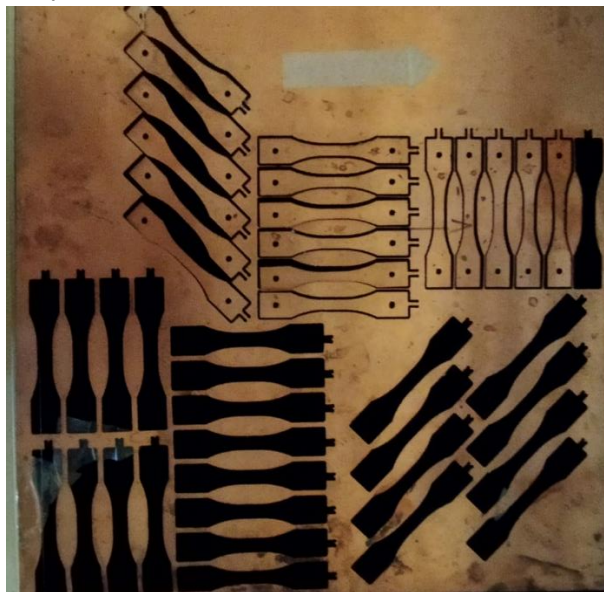


Fonte: Adaptado de [39].

Metodologicamente as análises de anisotropia são feitas a partir de corpos de prova ensaiados sob tração, procedimento este estabelecido na norma ASTM E517-00 e ASTM E8M-04 na qual os parâmetros de ensaio e geometria das amostras estão pré-definidos [39,56].

Uma das premissas da norma para os ensaios de anisotropia é que as amostras sejam extraídas da chapa com ângulos de 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação como visualizado na figura 26. A nomenclatura utilizada para identificação dos corpos de prova é a mostrada no quadro 3.

Figura 26 – Corpos de prova cortados nos ângulos 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação da chapa de cobre.



Fonte: A autora.

A nomenclatura utilizada para identificação dos corpos de prova é a mostrada no quadro 3:

Quadro 3 – Nomenclatura para identificação dos corpos de prova.

1° termo =Material	2° termo =Ângulo	3° termo = Sequência amostral
A = Alumínio C = cobre I = inoxidável 304	Z= 0° Q= 45° N= 90°	n
Exemplo: AZ9 = CP de alumínio, cortado a zero grau de laminação, nono cp.		

Fonte: A autora.

Um inconveniente do corte em jato de água é a formação de rebarbas nas arestas das amostras, rebarbas estas que possivelmente influenciariam o resultado dos ensaios e por isto foram retiradas com um rebolo abrasivo de uma micro retífica da marca Newacalox.

Partindo do princípio que o índice ou coeficiente de anisotropia médio significa a resistência ao afinamento de chapas quando submetidas a carregamentos e uma maneira de se prever seu comportamento é por meio dos ensaios de anisotropia da norma ASTM E517-00 [56], onde inicialmente é calculado o Índice de Lankford então foram feitas as medidas de espessura, largura e alongamento dos corpos de prova,

antes e após o ensaio, afim de serem feitos os cálculos do índice de anisotropia médio, coeficiente de anisotropia normal e o coeficiente de anisotropia planar. As medidas foram feitas com o auxílio de um paquímetro digital marca KingTools modelo 502.BL. Para se ter uma maior precisão na leitura das medidas de espessura dos corpos de prova, sem a interferência de resquícios de rebarbas que eventualmente não foram retiradas e que influenciariam na leitura, foi feito uma adaptação nas esperas do paquímetro a qual pode ser vista na figura 27.

Figura 27 – Adaptação nas esperas do paquímetro.



Fonte: A autora.

Não houve a possibilidade de se medir a deformação verdadeira (comprimento longitudinal) do material utilizando o extensômetro da máquina de ensaios em virtude do dimensional “*subsize*” dos corpos de prova e também pela condição criogênica que os corpos de prova estariam submetidos não conseguir-se-ia acoplar um extensômetro, então no comprimento útil de cada amostra foram traçadas divisões paralelas de 5 mm em 5 mm com o auxílio de uma caneta com ponta de 0,5 mm de diâmetro e tinta permanente, como pode ser vista na figura 28.

Figura 28 – Marcações dos corpos de prova.



Fonte: A autora.

No ensaio, a amostra deve ser deformada axialmente além de qualquer alongamento do limite de escoamento, mas não excedendo a tensão em força máxima aplicada por isto foram feitos testes prévios de tensão para se determinar as características dos materiais para então se estabelecer os limites de deformação dentro dos quais a determinação do coeficiente de anisotropia pode ser feito. Os testes prévios e os ensaios exploratórios seguiram a taxa de deformação de 0,5 /mm preconizada pela norma.

Os testes de tração desta etapa do trabalho foram realizados em temperaturas ambiente ($\approx +28^{\circ}\text{C}$) e criogênica ($\approx -173^{\circ}\text{C}$) em uma máquina universal de ensaios da marca EMIC modelo DL 10000 do Laboratório de Ensaios Destrutivos e não Destrutivos da UTFPR- PG, mostrada na Figura 29 (a).

Figura 29 – Máquina universal de ensaios: (a) Para ensaios em temperatura ambiente; (b) Preparada para ensaios em temperatura criogênica.



(a)



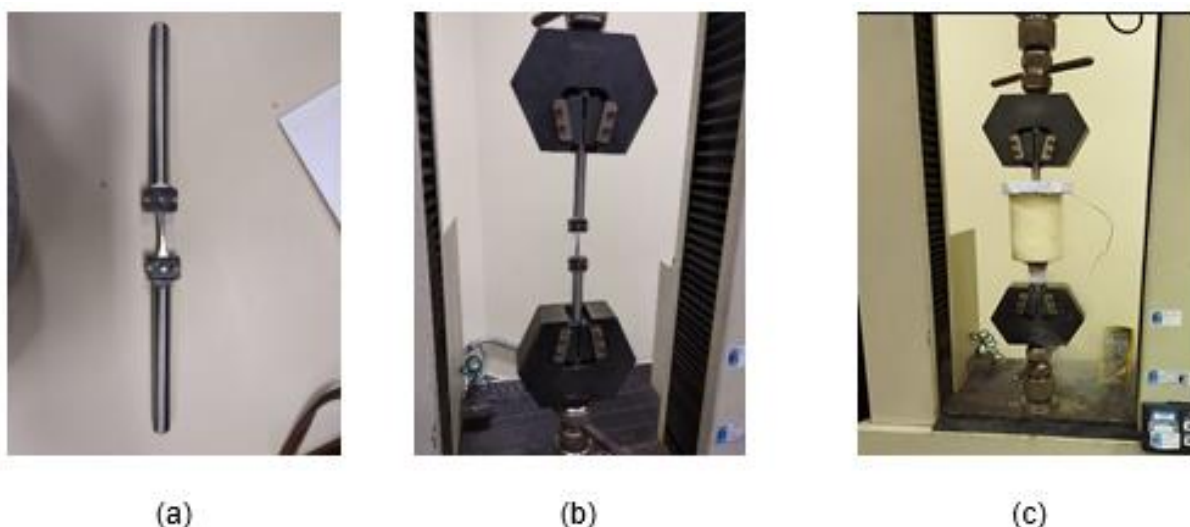
(b)

Fonte: A autora.

A fim de garantir a estabilidade e o controle de uma estreita faixa de temperaturas criogênicas, entre -168°C e -173°C durante a realização dos ensaios de tração, foi preparado um reservatório isolante térmico que pode ser visto na figura 29 (b), no qual os corpos de prova ficavam imersos em nitrogênio líquido enquanto simultaneamente eram ensaiados nas condições padronizadas. O acompanhamento da temperatura durante os ensaios foi feito com o auxílio do multímetro Hikari modelo HM 2029 acoplado a um termopar tipo K, o qual era fixo na região de área útil do corpo de prova com o auxílio de uma fita dupla-face adesiva. Em virtude das dimensões do

reservatório criogênico explica-se o trabalho com corpos de prova em tamanho “*subsize*” de acordo com a norma ASTM E8M-04 [39], e, por consequência do dimensional “*subsize*” houve a necessidade de se fazer modificações no sistema de fixação por meio de garras adaptadas à máquina universal de ensaios. O conjunto de garras adaptadas, reservatório criogênico e controle de temperatura podem ser vistos na figura 30 (a), (b) e (c).

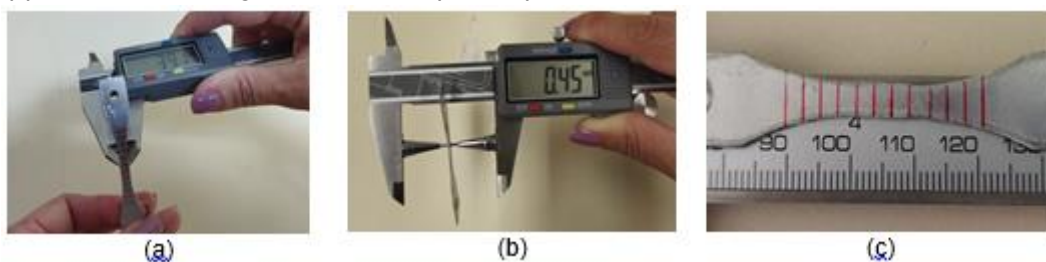
Figura 30 – (a) Garras adaptadas às amostras “*subsize*” para testes na máquina universal de ensaios; (b) Sistema de fixação com garras adaptadas às amostras “*subsize*” para ensaios em temperatura ambiente; (c) Conjunto: garras adaptadas, reservatório criogênico.



Fonte: A autora.

Após os corpos de prova serem ensaiados foram feitas medidas de largura, espessura e estiramento/alongamento como podem ser vistas na figura 31 (a), (b) e (c) respectivamente, para então serem calculados os índices propostos no trabalho.

Figura 31 – (a) Medição de largura; (b) Medição de espessura com paquímetro adaptado; (c) Medidas de alongamento dos corpos de prova.

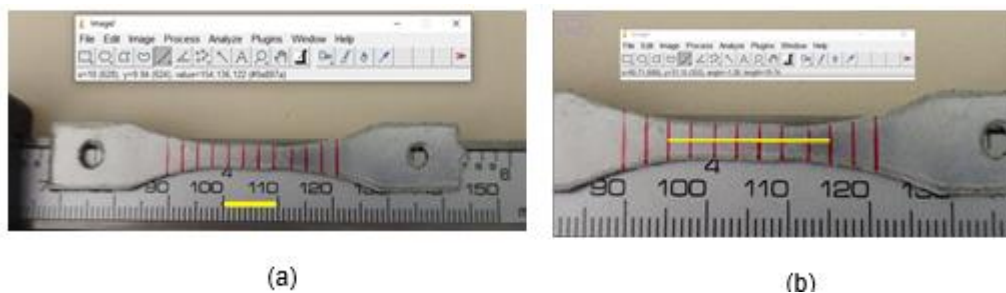


Fonte: A autora.

A norma preconiza que os corpos de prova ensaiados sejam medidos ainda posicionados na garra de fixação da máquina e sem carga alguma, porém estes ficavam inacessíveis à medição com paquímetro devido ao aparato criogênico utilizado, então eram retirados da máquina e medidos. O que se repetia proceduralmente em temperatura ambiente para que metodologicamente fossem feitos igualmente em temperatura ambiente e criogênica.

Destaca-se que as medidas de comprimento, antes e após os ensaios, foram feitas por registro fotográfico os quais eram aplicados no software Image J, como pode ser visto na figura 32 (a) e (b), na intenção de ser alcançada uma maior precisão de leitura na tentativa de se compensar a impossibilidade de utilização do extensômetro.

Figura 32 – Registro fotográfico das medidas de comprimento: (a) Calibração do software; (b) Medição após calibração.



Fonte: A autora.

Após medições das dimensões acima citadas foram feitos os cálculos dos índices através da sequência de equações (1), (2), (3), (4) e (5), cujos resultados estão apresentados no capítulo 5.

4.2.3 Preparação Metalográfica

Para análise de imagens foram feitos os preparos metalográficos aproximadamente 15 dias após os corpos de prova ensaiados em temperatura ambiente e criogênica assim como também os corpos de prova do material como recebido para que fossem feitas análises comparativas antes e após os ensaios. A preparação metalográfica para observação do sentido longitudinal das mostras seguiu a metodologia convencional após aproximadamente iniciando-se o corte dos corpos de prova com o auxílio de um disco diamantado na cortadeira metalográfica de precisão Techcut4 da Allied. Na sequência todas as amostras foram embutidas à frio

com resina de poliéster como podem ser visualizado na figura 33. Dando prosseguimento ao processo metalográfico as amostras passaram por lixamento manual refrigerado com água na lixadeira APVV 200 da Alcrisa na seguinte sequência granulométrica: #220, #320, #400, #600, #800, #1200, #2000 e #3000. A etapa do polimento foi realizada na politriz semiautomática EcoMet® 250 da Buehler no Laboratório de preparação metalográfica do Departamento de Engenharia de Materiais da UEPG utilizando um pano metalográfico embebido com sílica coloidal de 0,25 μm para análise de EBSD, a qual foi realizado no equipamento marca Tescan, modelo Mira 3 sob as condições de tensão de aceleração de 15 KV e velocidade de aquisição em torno de 11,20 Hz.

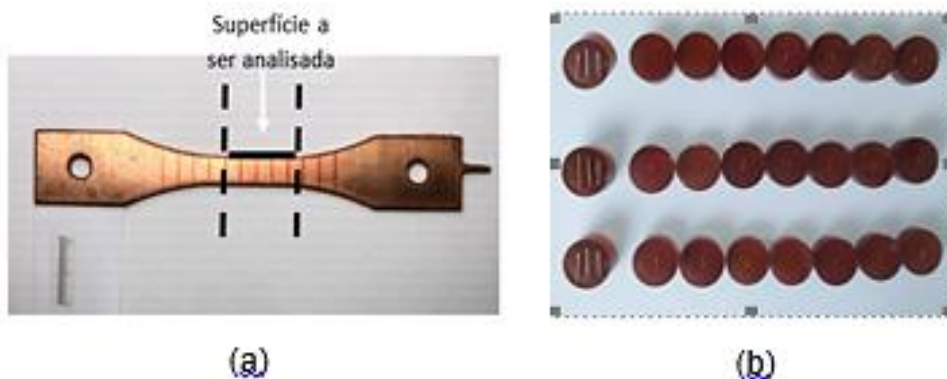
Figura 33 – Amostras embutidas após ensaios.



Fonte: A autora.

A preparação metalográfica para observação do sentido longitudinal das amostras para análise de anisotropia foram feitas como visualizado na figura 34 (a) e seguiu a metodologia convencional descrita acima. As amostras foram embutidas à frio como pode ser visualizado na figura 34 (b).

Figura 34 – Preparação metalográfica: (a) Sentido longitudinal das amostras para análise de anisotropia; (b) Amostras embutidas à frio.



Fonte: A autora.

4.2.4 Análise de Rugosidade Superficial

A fim de realizar as medições de rugosidade, foram selecionadas superfícies das chapas de alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304, tanto nas condições como recebidas quanto em regiões próximas à ruptura dos corpos de prova ensaiados para anisotropia em temperaturas ambiente e criogênica, conforme mostrado na figura 35, extraídos das chapas nos ângulos de 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação.

Figura 35 – Região de análise dos cps ensaiados após tração para anisotropia.



Fonte: A autora.

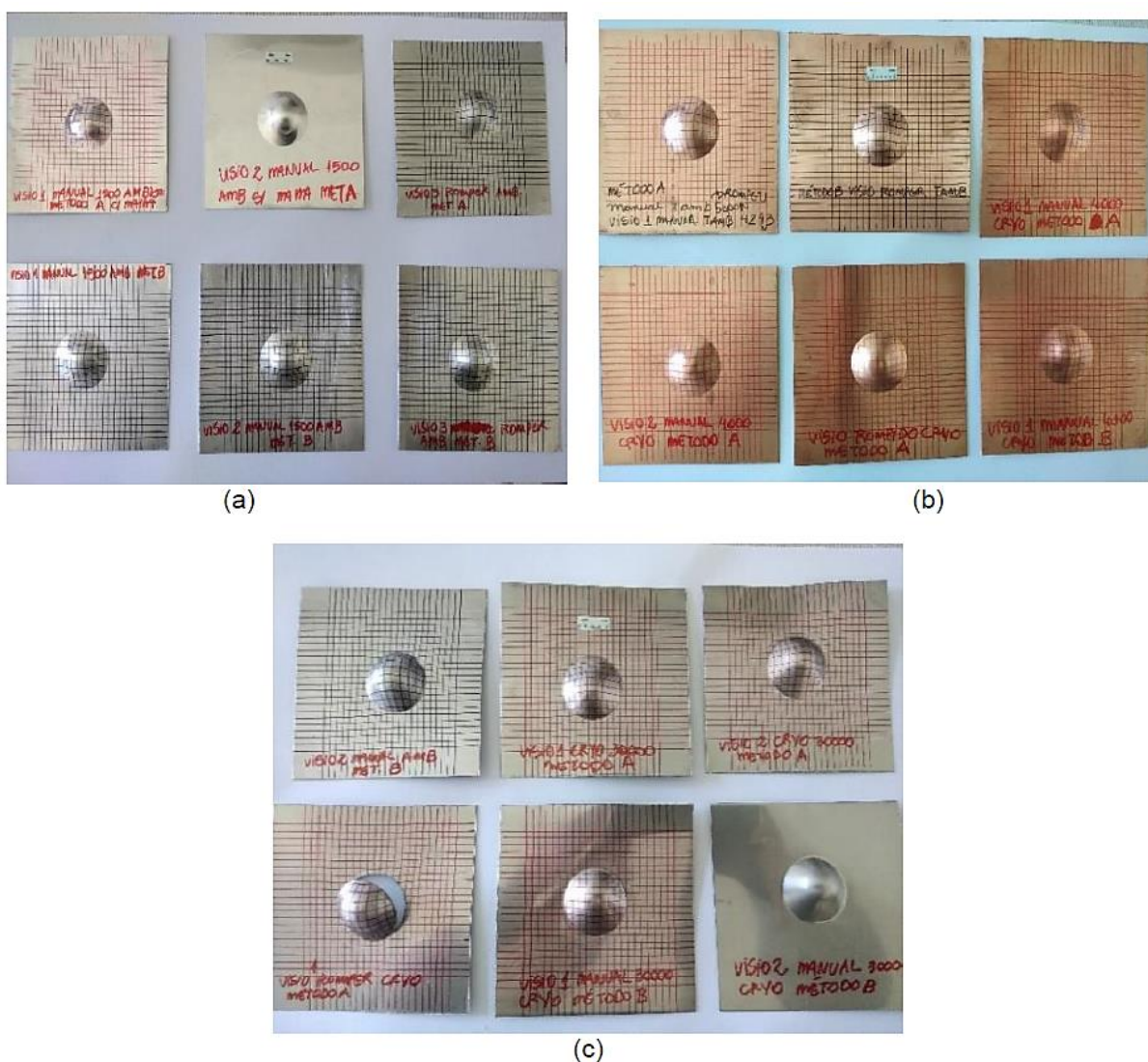
Os ensaios de rugosidade foram realizados no Centro de Caracterização Multiusuário em Pesquisa e Desenvolvimento de Materiais (C2MMA) da UTFPR-Ponta Grossa no rugosímetro Taylor Hobson modelo CCI. O equipamento gera vários resultados, porém as análises para o presente trabalho ficaram restritas aos dados de rugosidade média (R_a), altura máxima de pico (R_p) e profundidade máxima de vale (R_v).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ENSAIOS DE EMBUTIMENTO OLSEN

Após os ensaios de embutimento Olsen realizados podem ser vistos alguns corpos de prova na figura 36 (a), (b) e (c).

Figura 36 – Alguns cps após ensaio de embutimento: (a) Alumínio; (b) Cobre; (c) Aço inoxidável AISI 316.



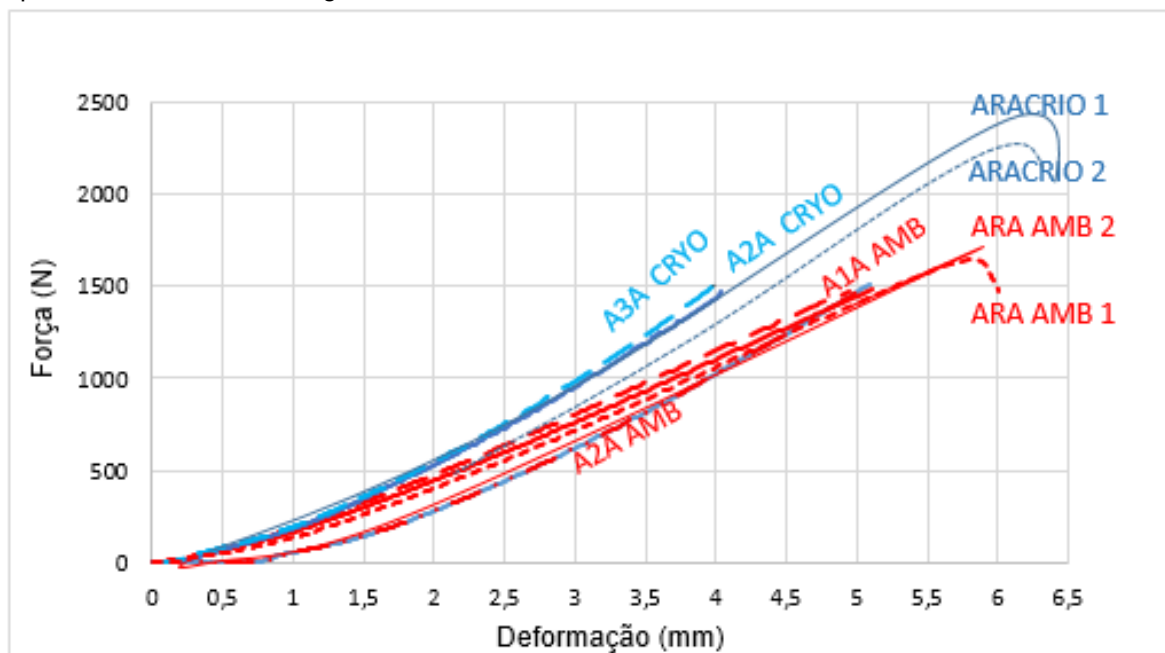
Fonte: A autora.

5.1.1 Ensaios de Embutimento do Alumínio

Primeiramente vale contextualizar que existem alguns corpos de prova que não foram submetidos ao seu limite de carga durante o teste, isto para que posteriormente fossem caracterizados microestruturalmente comparativamente aos cps que foram testados até a ruptura.

Os gráficos dos ensaios de embutimento para as chapas de alumínio feitos pelo método A (velocidade de ensaio 0,1 mm/s) em temperatura ambiente e criogênica estão apresentados na figura 37, onde pode-se notar que na condição criogênica estas amostras suportam cargas mais elevadas até se iniciar a estricção para a formação do anel crítico quando comparada à condição ambiente e uma subsequente maior deformação, evidenciada pelos valores mostrados no gráfico e corroborados nos índices de embutimento apresentados na figura 39, a qual evidencia que no método A houve um acréscimo de 8,6% no valor médio de IE e em termos de força um incremento médio de 51% para se chegar ao estado de anel crítico durante o ensaio criogênico.

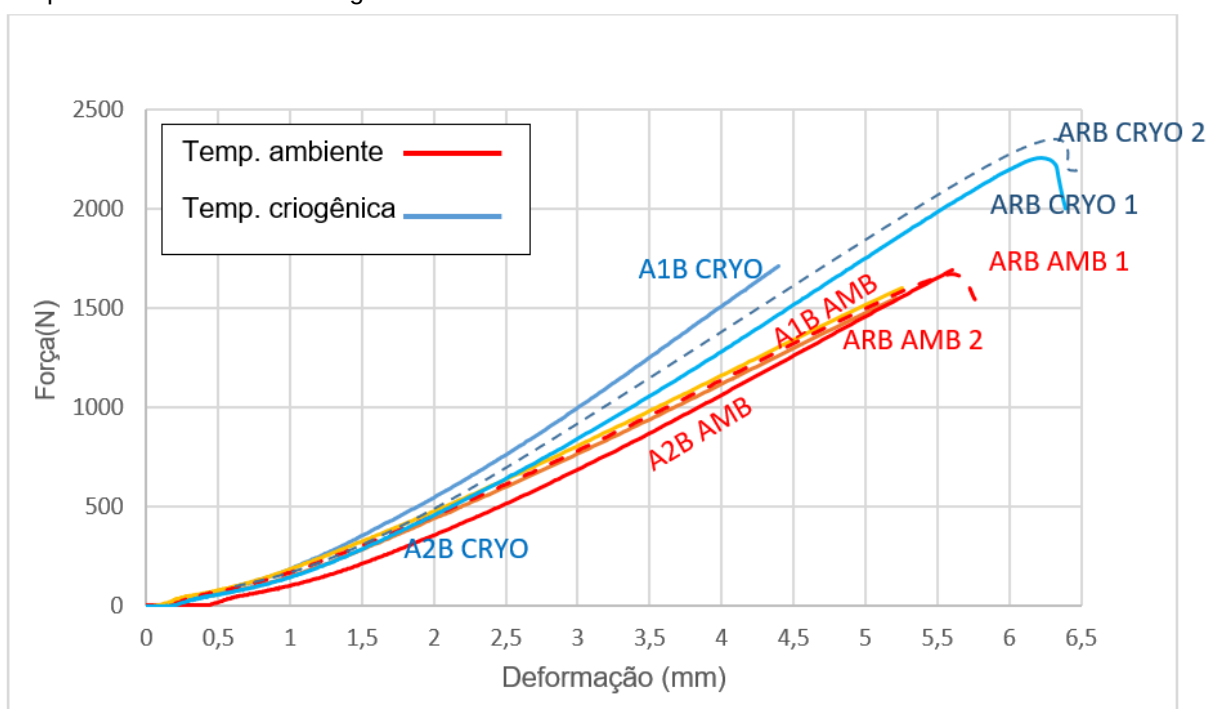
Figura 37 – Ensaio de embutimento em alumínio no método A (velocidade de ensaio 0,1 mm/s) em temperaturas ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

Os gráficos dos ensaios de embutimento para as chapas de alumínio feitos pelo método B (velocidade de ensaio 0,2 mm/s) em temperatura ambiente e criogênica estão apresentados na figura 38, na qual pode-se notar, assim como no método A, que na condição criogênica estas amostras suportam cargas mais elevadas até a formação do anel crítico quando comparada à condição ambiente, uma subsequente maior deformação evidenciada pelos valores mostrados no gráfico e corroborados nos índices de embutimento mostrados na figura 39, a qual evidencia que no método B houve um acréscimo de 10,7% no valor médio do IE e em termos de força um incremento médio de 34,5% para se chegar ao estado de anel crítico durante o ensaio criogênico.

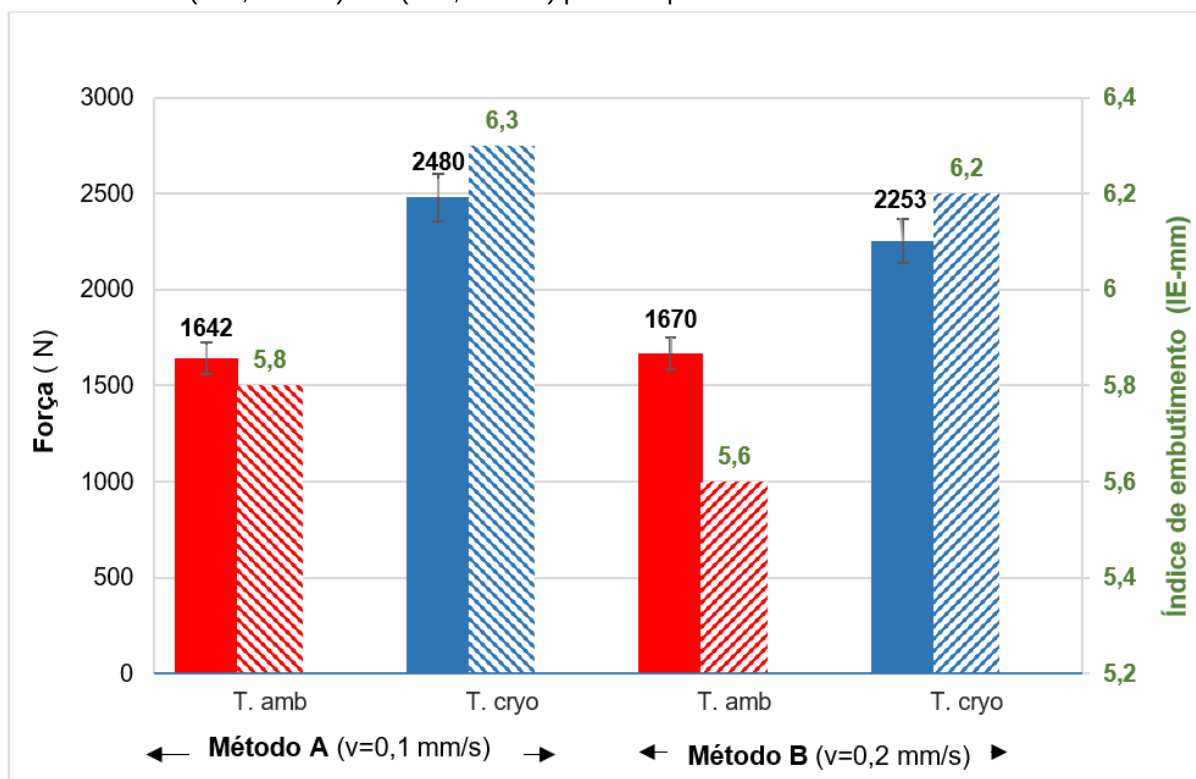
Figura 38 – Ensaio de embutimento em alumínio no método B (velocidade de ensaio 0,2 mm/s) em temperaturas ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

Os valores superiores de IE e das cargas atingidas durante a realização dos testes no método A em condições de temperatura criogênica provavelmente se devem ao tempo adicional disponível para a condução dos testes, o que, por sua vez, permitiu um resfriamento mais eficaz das peças durante os ensaios.

Figura 39 – Resultados comparativos dos ensaios de embutimento na condição ambiente e criogênica nos métodos A ($v=0,1$ mm/s) e B ($v=0,2$ mm/s) para chapas de alumínio.



Fonte: A autora.

É notório o incremento numérico nos resultados dos ensaios de embutimento na condição criogênica tanto no método A quanto no método B, porém torna-se importante ressaltar que provavelmente não há uma significativa alteração nos resultados médios entre o método A e o método B na condição criogênica, uma vez que a diferença de velocidade entre os testes seja pequena e, portanto, não influenciaram os mecanismos metalúrgicos. Percebe-se uma tendência no método A apresentar cargas e IEs ligeiramente maiores quando comparados ao método B, devido ao teste ser realizado de forma mais lenta, o que provavelmente proporciona mais tempo para que os mecanismos microestruturais ocorram durante o teste.

Para validação dos resultados foram comparados os dados de Índices de Embutimento Erichsen para chapas de alumínio em temperatura ambiente com outros trabalhos como o de Siegert e Wagner [70], nos quais o índice em questão para chapas de alumínio variam de 9,4mm a 10,5mm. Otomar [71] por sua vez fez ensaios com diferentes ligas de alumínio e obteve resultados que variavam de 11,9 mm a 12,6 mm, valores distantes dos mostrados a temperatura ambiente na figura 39, porém todos os ensaios comparativos foram realizados em chapas com 2 mm de espessura.

e, como descrito pela literatura, a espessura da chapa altera os valores de IE [70], igualmente o IE para ligas de alumínio pode variar de 9,4 a 10,5 mm em temperatura ambiente e estes também apresentam que este índice é dependente da espessura. Siegert e Wagner [70] pontuam que a espessura da chapa, a lubrificação durante o ensaio e a composição química são fatores que influenciam os resultados dos índices de embutimento. Nos ensaios realizados em temperatura ambiente por Scopel [72] em chapas de alumínio de 1 mm de espessura o IE é 6,85 mm, valor este mais próximo ao resultado deste trabalho, porém ainda com espessura de chapa diferente. No trabalho de Singh Choubey e Sasikumar [73] os valores de IE à temperatura ambiente para chapas de alumínio com 0,5 mm de espessura estão em torno de 5,9 mm. Resultados médios estes que dão consistência à média de IE em torno de 5,8 mm obtido pelo presente trabalho na condição ambiente.

Com relação à condição de ensaio de embutimento criogênico, um dos trabalhos ao qual faz-se comparativos a este é o de Huang et al. [20], no qual o IE apresenta-se em torno de 9,53 mm para temperatura criogênica e 7,87 mm para temperatura ambiente, bastante diferentes do apresentado neste trabalho. Porém deve-se ressaltar que o trabalho comparativo faz testes com chapas de alumínio de 2 mm de espessura enquanto este trabalha com 0,5 mm, e, como anteriormente citado a espessura da chapa altera os valores de IE, não podendo assim ser um valor comparativo direto com os resultados deste trabalho, porém apresentando uma possível coerência de resultados.

O benefício em termos de processo pode ser considerado positivo quando compara-se que o índice de embutimento em temperatura ambiente para chapas de 2 mm de espessura fica em torno de 7,87 mm como mostrado por Huang et al. [20] contra os 6,3 mm para a chapa de 0,5 mm desta pesquisa. Concluindo-se que uma chapa de 0,5 mm num processo de conformação criogênica industrial pode responder mecanicamente próximo ao comportamento de uma chapa de 2 mm de espessura, significando assim a possibilidade de redução de custos na aquisição de chapas mais espessas (matéria prima) para responder a uma determinada deformação que pode ser alcançada por uma chapa de menor espessura num processo criogênico. O estabelecimento de uma equivalência de espessuras correspondentes na operação entre temperatura ambiente e criogênica pode ser considerado como tema de estudo experimental, simulativo ou ambos.

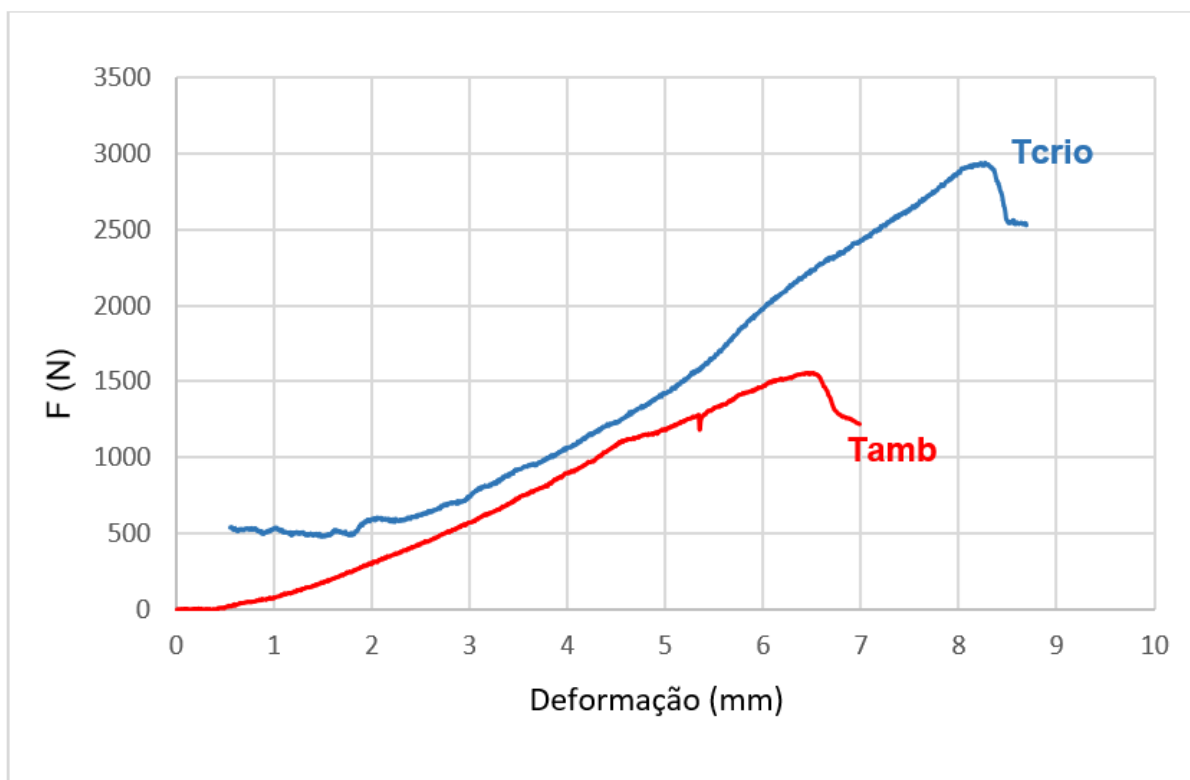
Os fenômenos físicos metalúrgicos que resultam numa ductilidade aumentada têm conexão direta com a energia de falha de empilhamento que está relacionada à capacidade dos átomos em uma rede cristalina de se moverem uns em relação aos outros.

A energia de falha de empilhamento (EFE) desempenha um papel fundamental na deformação plástica dos metais e é um dos principais fatores que contribuem para a ductilidade dos materiais. Algumas razões pelas quais a temperatura criogênica está relacionada ao aumento do índice de embutimento e sua conexão com a energia de falha de empilhamento são descritas na sequência.

A energia de falha de empilhamento, que é influenciada pela temperatura, desempenha um papel importante na capacidade dos metais de resistir à deformação plástica e, conseqüentemente, no aumento do índice de embutimento em temperaturas criogênicas. Em resumo, temperaturas mais baixas promovem uma maior capacidade de deformação plástica devido à redução da energia de falha de empilhamento e outros fatores, resultando em maiores índices de embutimento.

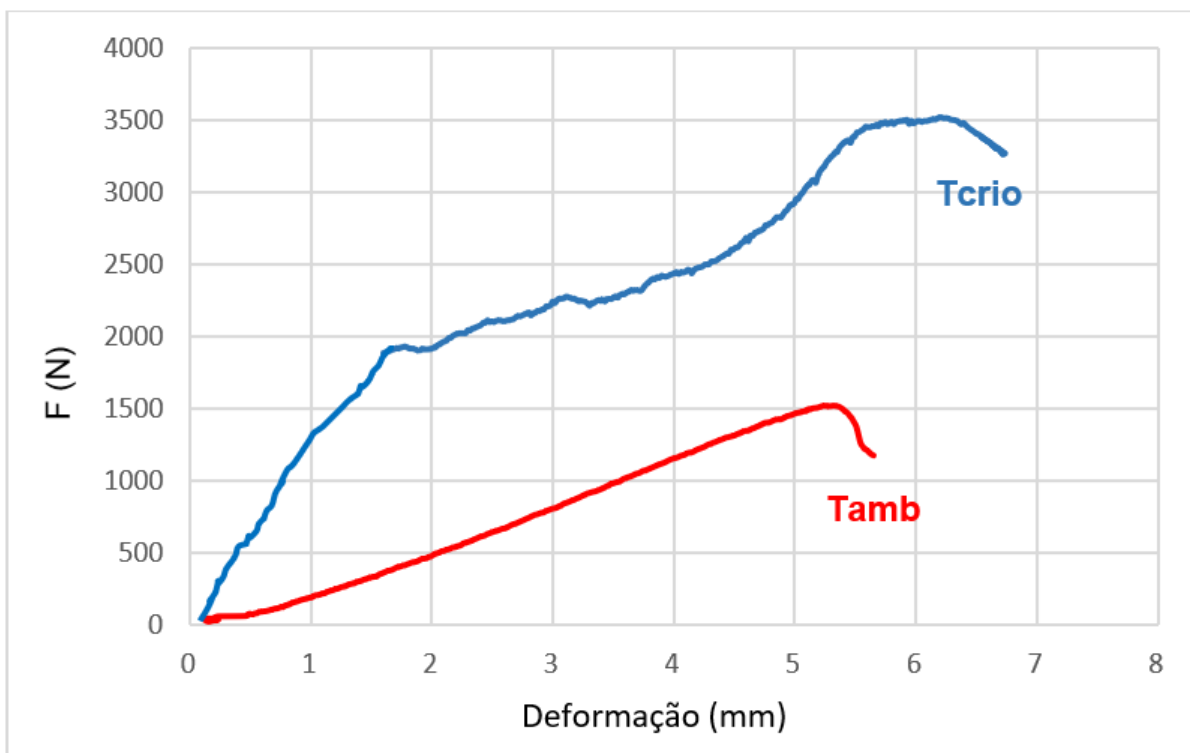
Para fins comparativos foram realizados ensaios de embutimento Olsen sob as mesmas condições em outra máquina de ensaios universal da marca MTS modelo Landmark 370.25, máquina esta dos laboratórios de Ensaio de Materiais do Programa de Ensino e Pesquisa do Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais da UEPG na qual foram gerados os resultados mostrados nas figuras 40 e 41.

Figura 40 – Ensaio comparativos de embutimento na máquina de ensaios MTS em chapas de alumínio sob as mesmas condições do método A, $v=0,1$ mm/s.



Fonte: A autora.

Figura 41 – Ensaio comparativos de embutimento na máquina de ensaios MTS em chapas de alumínio sob as mesmas condições do método B, $v=0,2$ mm/s.



Fonte: A autora.

Após as correções e ajustes nos gráficos, é possível comparar os resultados apresentados na tabela 4. Observar-se uma replicação aproximada do comportamento dos ensaios entre os diferentes equipamentos, com variação em torno de 11,8% no índice IE para o método A (0,1 mm/s) à temperatura ambiente e 10% à temperatura criogênica. A variação do IE também foi calculada para o método B (0,2 mm/s), resultando em cerca de 2,1% para ensaios em temperatura ambiente e 16,5% para temperatura criogênica. Esta variação provavelmente ocorreu devido a uma falta de alinhamento dos fusos no equipamento EMIC durante a aplicação da carga, a qual foi detectada durante os ensaios e por isto justifica-se os ensaios paralelos na MTS.

Tabela 4 – Dados comparativos entre os resultados médios dos ensaios de embutimento das chapas de alumínio entre a máquina de ensaios EMIC e a MTS.

Parâmetros de ensaio		MÉTODO A (0,1 mm/s)			MÉTODO B (0,2 mm/s)		
Temp.	Equip.	Força (N)	IE (mm)	Δ IE (%)	Força (N)	IE (mm)	Δ IE (%)
T. amb.	EMIC	1642	5,80	11,8	1670	5,60	2,1
	MTS	1524	6,57		1499	5,72	
T. crio.	EMIC	2480	6,30	10	2253	6,20	16,5
	MTS	2389	7,00		1417	5,18	

Fonte: A autora.

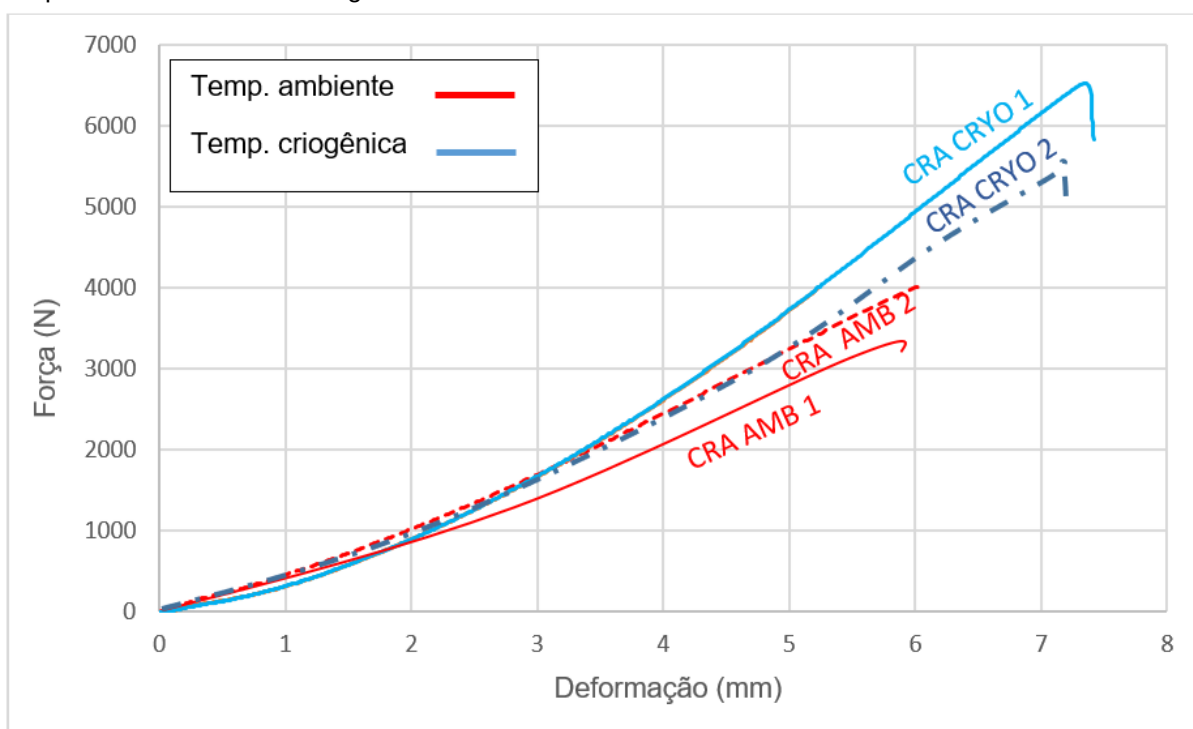
5.1.2 Ensaios de Embutimento do Cobre

Os gráficos dos ensaios de embutimento para as chapas de cobre feitos pelo método A em temperatura ambiente e criogênica estão apresentados na figura 42, onde pode-se notar que na condição criogênica estas amostras suportam cargas mais elevadas até se iniciar a estricção para a formação do anel crítico quando comparada à condição ambiente e uma subsequente maior deformação evidenciada pelos valores mostrados no gráfico e corroborados nos índices de embutimento apresentados na figura 44 a qual evidencia que no método A houve um acréscimo de 19,3% no valor médio do IE, e em termos de força um incremento médio de 55% para se chegar ao estado de anel crítico durante o ensaio criogênico.

Os gráficos dos ensaios de embutimento para as chapas de cobre feitos pelo método B em temperatura ambiente e criogênica estão apresentados na figura 43, onde nota-se, assim como no método A, que na condição criogênica estas amostras suportam cargas mais elevadas até a formação do anel crítico quando comparada à

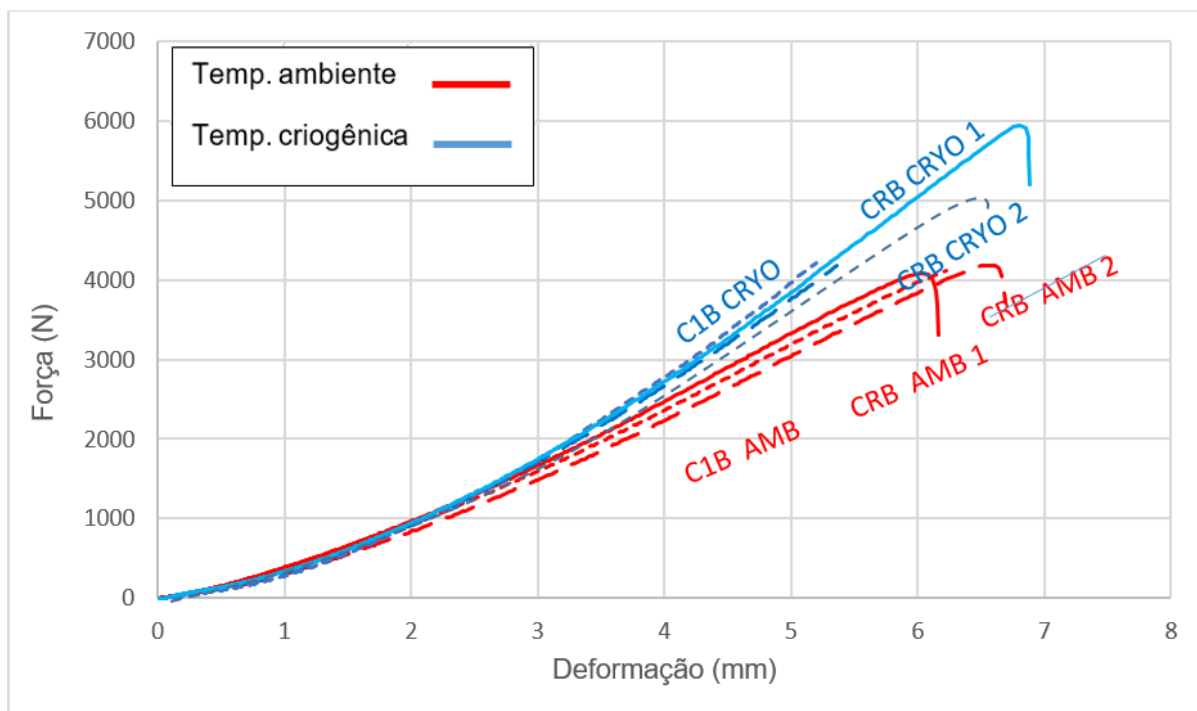
condição ambiente e uma subsequente maior deformação evidenciada pelos valores mostrados no gráfico e corroborados nos índices de embutimento mostrados na figura 44, a qual evidencia que no método B houve um acréscimo de 10,1% no valor médio do IE e em termos de força um incremento médio de 43% para se chegar ao estado de anel crítico durante o ensaio criogênico.

Figura 42 – Ensaio de embutimento em cobre pelo método A (velocidade de ensaio 0,1 mm/s) em temperaturas ambiente e criogênica.



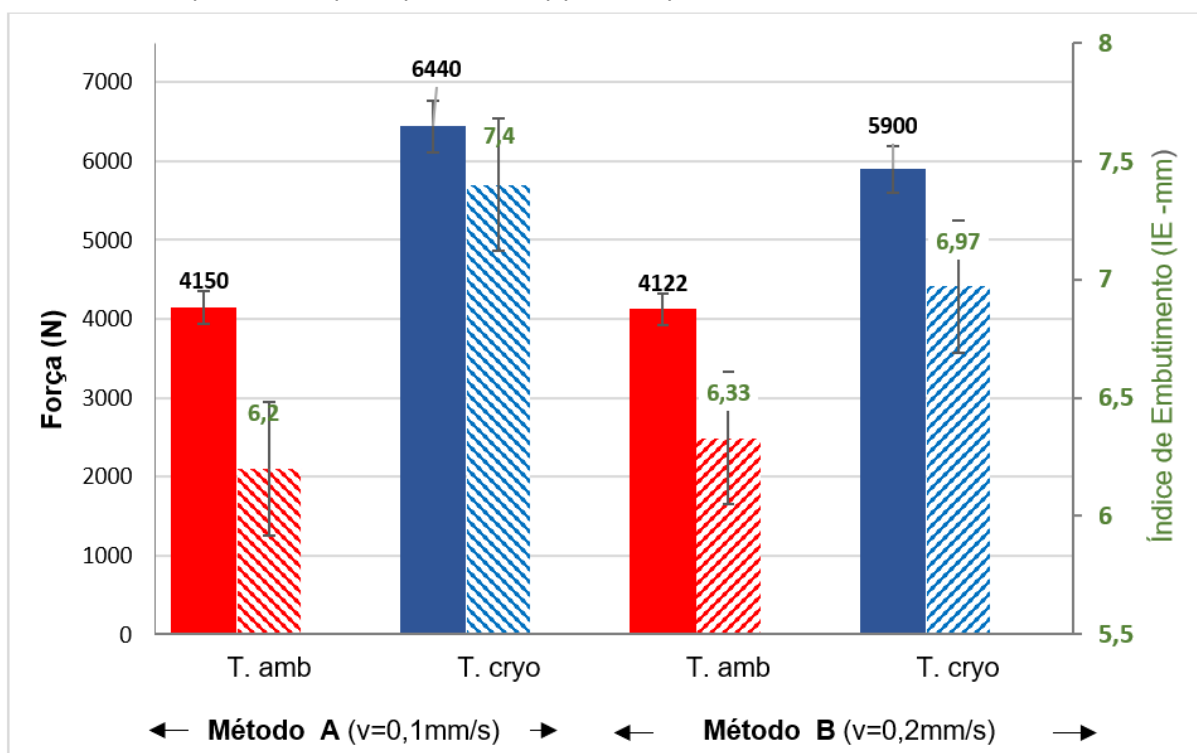
Fonte: A autora.

Figura 43 – Ensaio de embutimento em cobre pelo método B (velocidade de ensaio 0,2 mm/s) em temperaturas ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

Figura 44 – Resultados comparativos dos ensaios de embutimento na condição ambiente e criogênica nos métodos A ($v=0,1$ mm/s) e B ($v=0,2$ mm/s) para chapas de cobre.



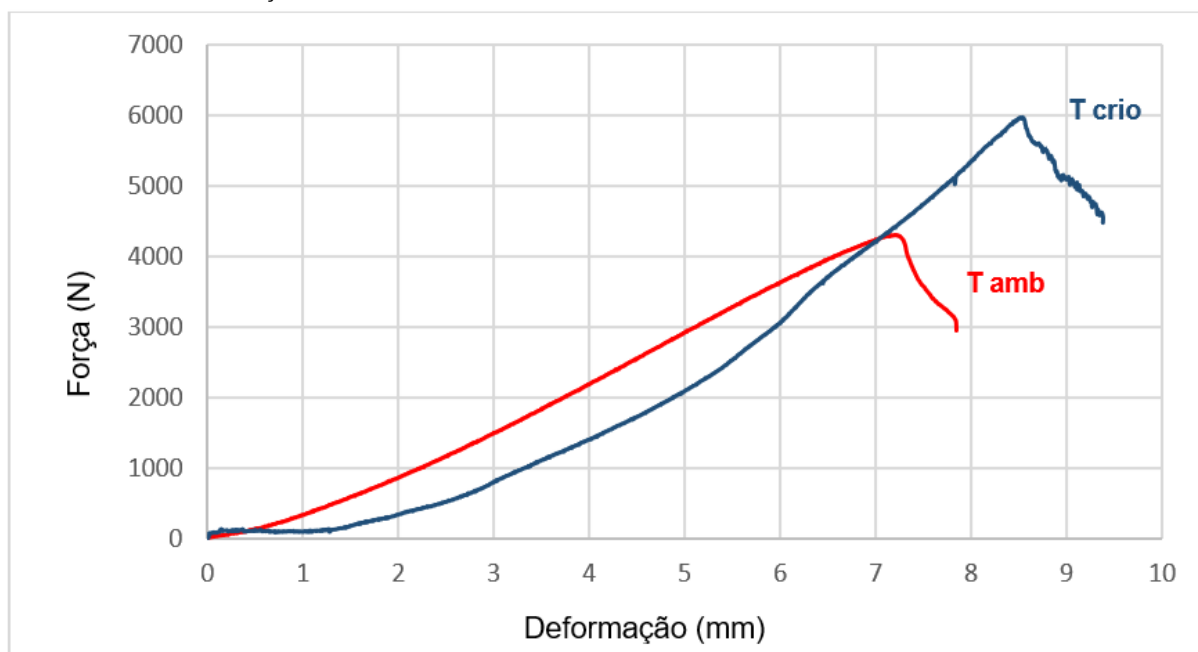
Fonte: A autora.

Na condição de temperatura ambiente, é possível observar o valor comparativo do ensaio de embutimento Erichsen a partir da pesquisa de Reddy, Theja e Tilak [74]. Nesse estudo, é relatada uma medida de 7,0 mm nas mesmas condições de espessura de chapa, porém com uma velocidade de 0,33 mm/s.

Novamente é notório o incremento numérico nos resultados dos ensaio de embutimento na condição criogênica tanto no método A quanto no método B, porém ressalta-se que, outra vez, assim como para o alumínio, provavelmente não há uma significativa alteração nos resultados médios entre o método A e o método B na condição criogênica, uma vez que a diferença de velocidade entre os testes seja pequena e, portanto, não influenciou substancialmente os mecanismos metalúrgicos. Percebe-se uma tendência no método A apresentar cargas e IEs ligeiramente maiores quando comparados ao método B, devido ao teste ser realizado de forma mais lenta, o que provavelmente proporciona mais tempo para que os mecanismos microestruturais ocorram durante o teste.

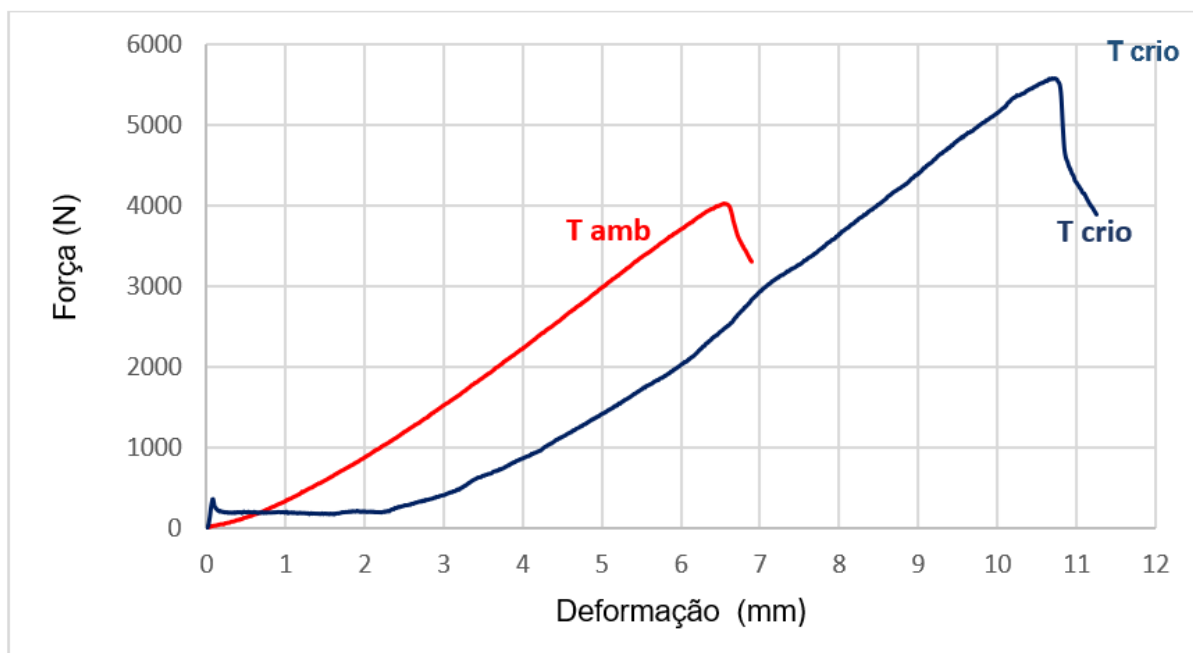
Assim como nas chapas de alumínio, para fins comparativos foram realizados ensaios de Embutimento Erichsen sob as mesmas condições em máquina de ensaios universal da marca MTS modelo Landmark 370.25 na qual foram gerados os resultados mostrados nas figuras 45 e 46.

Figura 45 – Ensaio comparativos de embutimento na máquina de ensaios MTS em chapas de cobre sob as mesmas condições do método A, $v=0,1$ mm/s.



Fonte: A autora.

Figura 46 – Ensaio comparativos de embutimento na máquina de ensaios MTS em chapas de cobre sob as mesmas condições do método B, $v=0,2$ mm/s.



Fonte: A autora.

Após as correções e ajustes nos gráficos, os resultados apresentados na tabela 5 podem ser comparados. Observa-se uma semelhança aproximada do comportamento dos ensaios entre os diferentes equipamentos, com uma variação de aproximadamente 13% no índice IE para o método A (0,1 mm/s) em temperatura ambiente e de 1,8% em temperatura criogênica. A variação no índice IE também foi calculada para o método B (0,2 mm/s), resultando em cerca de 4,4% para ensaios em temperatura ambiente e 6,3% em temperatura criogênica.

Tabela 5 – Dados comparativos entre os resultados médios dos ensaios de embutimento das chapas de cobre entre a máquina de ensaios EMIC e a MTS.

Parâmetros de ensaio		MÉTODO A (0,1 mm/s)			MÉTODO B (0,2 mm/s)		
Temp.	Equip.	Força (N)	IE (mm)	Δ IE (%)	Força (N)	IE (mm)	Δ IE (%)
T. amb.	EMIC	4150	6,20	13	4122	6,33	4,4
	MTS	4340	7,13		3966	6,62	
T. crio.	EMIC	6440	7,40	1,8	5900	6,97	6,3
	MTS	5939	7,27		5497	7,44	

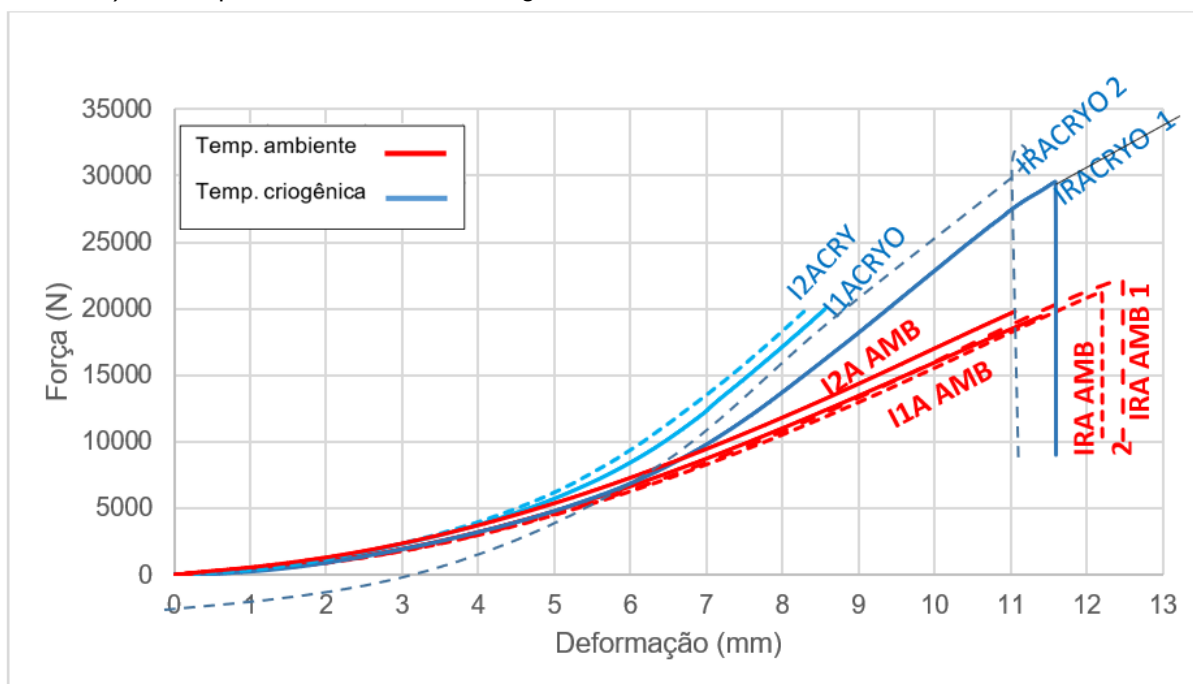
Fonte: A autora.

5.1.3 Ensaio de Embutimento do Aço Inoxidável AISI 304

A discussão deste subcapítulo leva em consideração como dados comparativos o resultado do índice de embutimento do aço inoxidável AISI 304 como 11,5 mm em temperatura ambiente numa espessura de chapa de 0,5 mm de acordo com o trabalho de Reddy, Theja e Tilak [74].

Os resultados dos ensaios do inoxidável AISI 304 testado no método A podem ser visualizados na figura 47, onde os corpos de prova ensaiados em temperatura criogênica apresentaram uma menor deformação até se iniciar a estricção para a formação do anel crítico, conseqüentemente um menor índice de embutimento em relação ao mesmo ensaio em temperatura ambiente. Os valores médios de índice de embutimento e de força estão apresentados e comparados na figura 49, na qual observa-se que no método A em temperatura criogênica houve uma redução de 6,4% no valor médio do IE, e, em termos de força um incremento médio de 35,3% para se chegar ao estado de anel crítico durante estes ensaios criogênicos. Vale ressaltar que nestas circunstâncias provavelmente não seja tão interessante a aplicação deste material para a condição de deformações mais profundas, porém sim a aplicação deste em situações onde o material possa ser submetidas a cargas relativas sob temperaturas criogênicas e este não deforme, ou seja, suportar a carga e manter a sua integridade.

Figura 47 – Ensaio de embutimento em aço inoxidável AISI 304 pelo método A (velocidade de ensaio 0,1 mm/s) em temperaturas ambiente e criogênica.



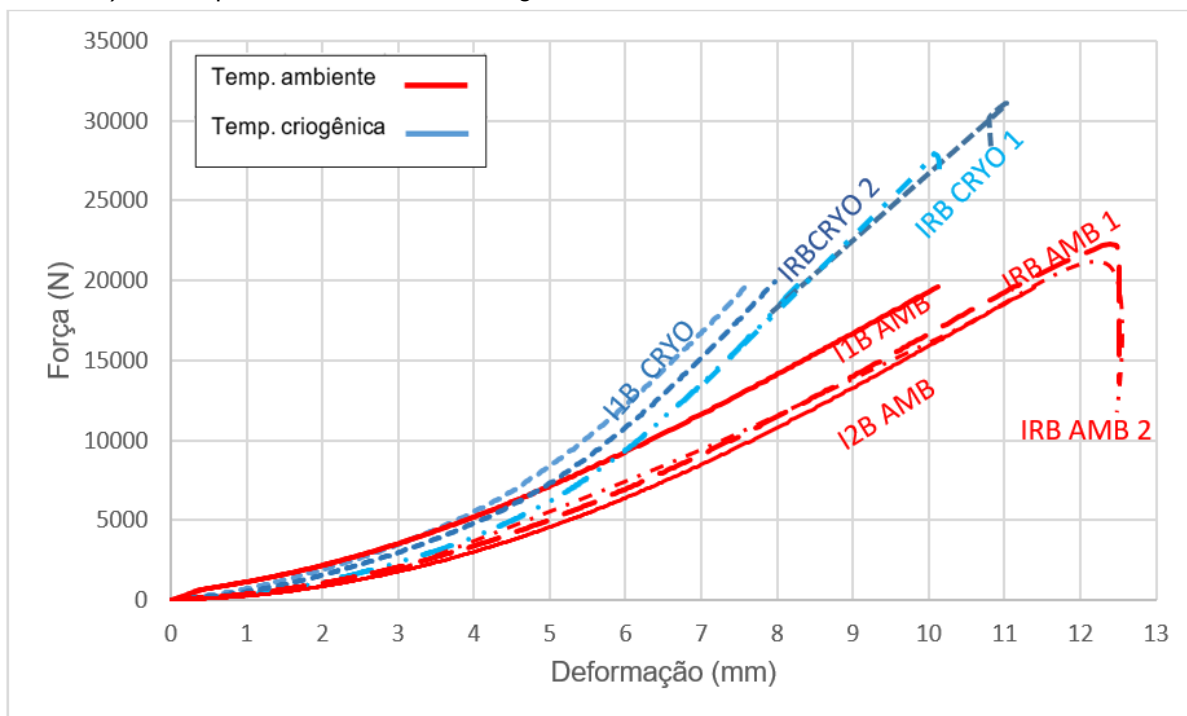
Fonte: A autora.

Os resultados dos ensaios do aço inoxidável 304 testado no método B podem ser visualizados na figura 48, onde os corpos de prova ensaiados em temperatura criogênica, assim como no método A, apresentam uma menor deformação até se iniciar a estricção para a formação do anel crítico, consequentemente um menor IE. Valores médios de índice de embutimento e de força estão apresentados e comparados na figura 49, na qual observa-se que no método A em temperatura criogênica houve uma redução de 8,5% no valor médio do IE e em termos de força um incremento médio de 45,3% para se chegar ao estado de anel crítico durante estes ensaios criogênicos. Vale ressaltar que nestas circunstâncias provavelmente não seja tão interessante a aplicação deste material para a condição de deformações mais profundas, porém sim a aplicação deste em situações nas quais o material possa ser submetidas à cargas sob condições criogênicas e este não deforme, ou seja, suportar carga e manter a sua integridade.

Valores médios de índice de embutimento e de força entre os métodos podem ser mais facilmente visualizados e comparados na figura 49, nos quais observa-se que os IEs são maiores em temperatura ambiente, tanto no método A quanto no método B, significando que nesta condição a deformação é mais pronunciada, mas a força suportada pelo método criogênico tanto no método A quanto no método B é

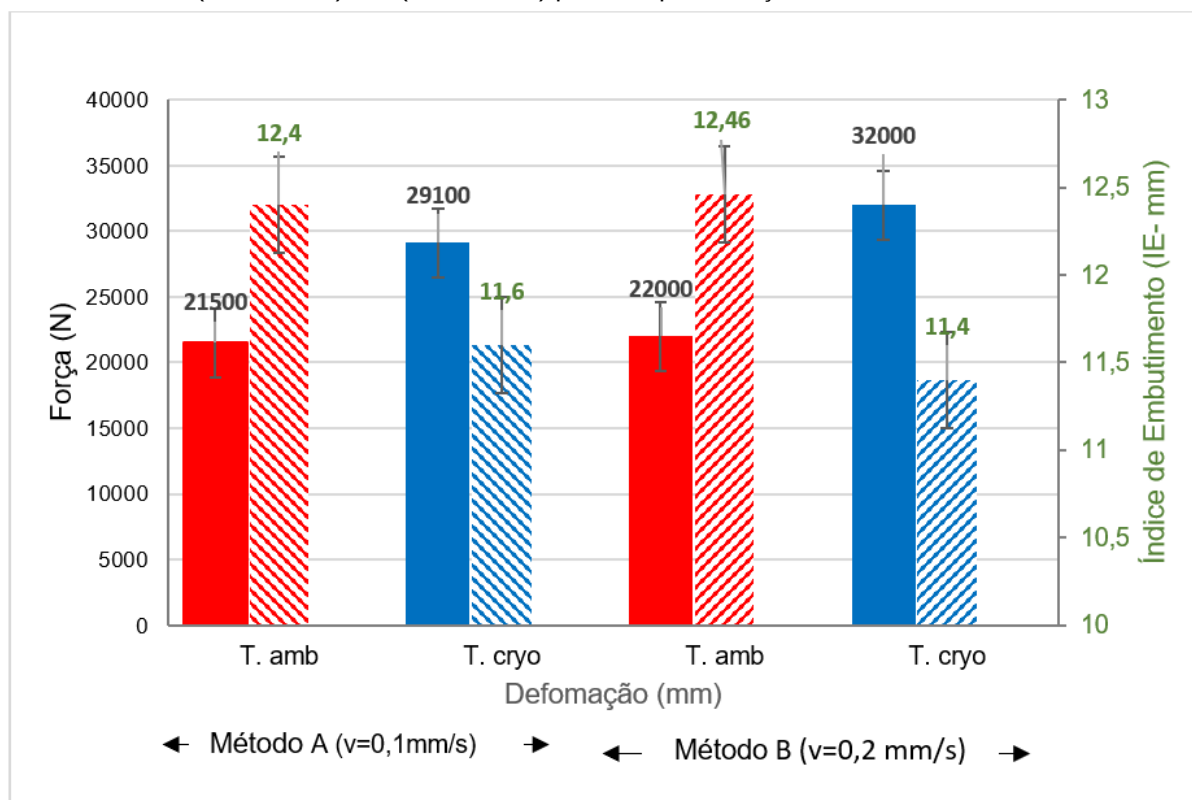
maior do que as suportadas na temperatura ambiente, ou seja, sob a condição criogênica as chapas suportaram cargas maiores e deformaram-se muito menos.

Figura 48 – Ensaio de embutimento em aço inoxidável AISI 304 pelo método B (velocidade de ensaio 0,2 mm/s) em temperaturas ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

Figura 49 – Resultados comparativos dos ensaios de embutimento na condição ambiente e criogênica e os métodos A ($v=0,1\text{mm/s}$) e B ($v=0,2\text{mm/s}$) para chapas de aço inoxidável AISI 304.



Fonte: A autora.

A temperatura criogênica afeta o índice de embutimento do aço inoxidável AISI 304 provavelmente devido a várias razões relacionadas às propriedades mecânicas e à estrutura do material. As principais razões pelas quais a temperatura criogênica influencia o índice de embutimento:

a) Redução da ductilidade: A ductilidade é a capacidade de um material de se deformar plasticamente antes de fraturar. O aço inoxidável AISI 304, como muitos materiais metálicos, perde ductilidade em temperaturas criogênicas, isto significa que o material se torna menos maleável e menos capaz de suportar deformações significativas antes de trincar, este fenômeno ocorre provavelmente pelo efeito TRIP que é a plasticidade induzida por transformação de fase pela qual a fase cristalina inicial do material, como a austenita (fase cúbica de face centrada, CFC), se transforma em uma fase diferente, geralmente martensita (tetragonal de corpo centrado, TCC) e essa transformação é desencadeada pela aplicação de tensões ou deformações, especialmente em condições de tração. Em temperaturas criogênicas, a austenita (fase CFC) se torna menos estável e pode se transformar em martensita (fase TCC) durante a deformação, este mecanismo melhora a resistência mecânica e

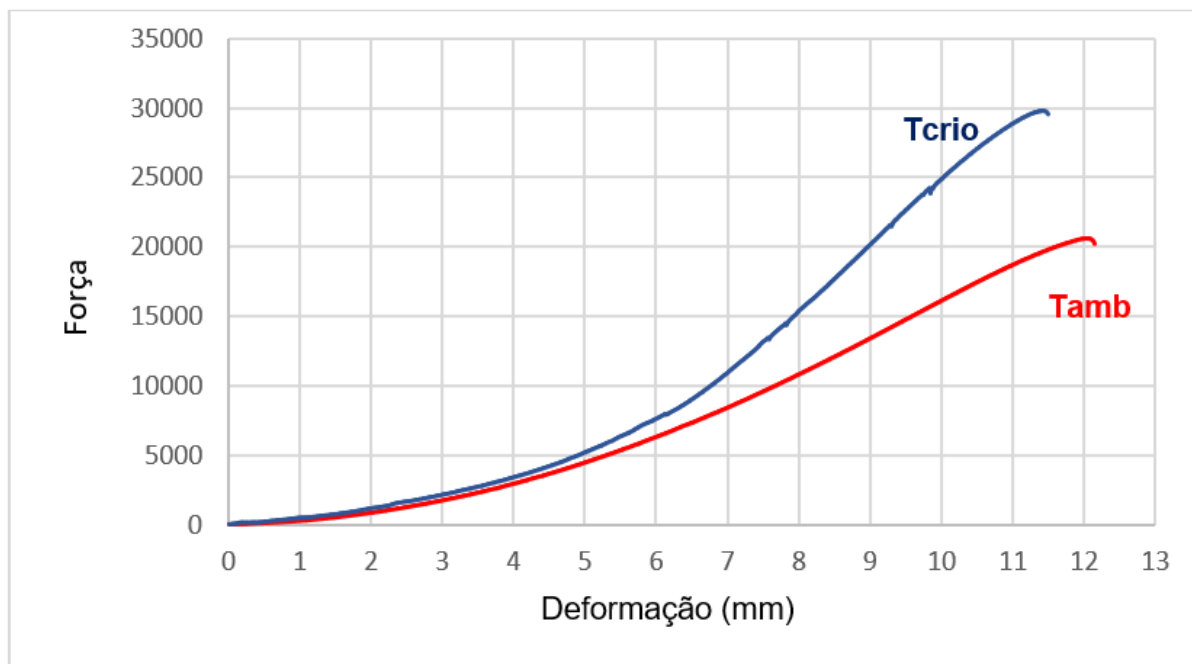
a tenacidade, mas pode reduzir a ductilidade à medida que o volume de martensita aumenta. Embora os aços austeníticos sejam conhecidos por sua alta tenacidade mesmo em temperaturas muito baixas, a formação excessiva de martensita pode levar a uma leve fragilização, especialmente em condições de impacto ou choque mecânico [75].

b) Comportamento anisotrópico: O aço inoxidável AISI 304 pode exibir comportamento anisotrópico, o que significa que suas propriedades mecânicas variam com a direção da laminação, pois o materiais não passaram por processo de recozimento antes dos ensaios. A temperatura criogênica pode acentuar essa anisotropia, levando a variações no índice de embutimento em diferentes direções da chapa.

Em resumo, a temperatura criogênica afeta o índice de embutimento do aço inoxidável AISI 304 devido a mudanças nas propriedades mecânicas do material, como a redução da ductilidade provavelmente. Essas mudanças tornam o material mais propenso a fraturar quando submetido a tensões de deformação, o que resulta em um índice de embutimento menor em temperaturas criogênicas. Portanto, é importante considerar esses efeitos ao projetar componentes ou estruturas que serão expostos a temperaturas extremamente baixas.

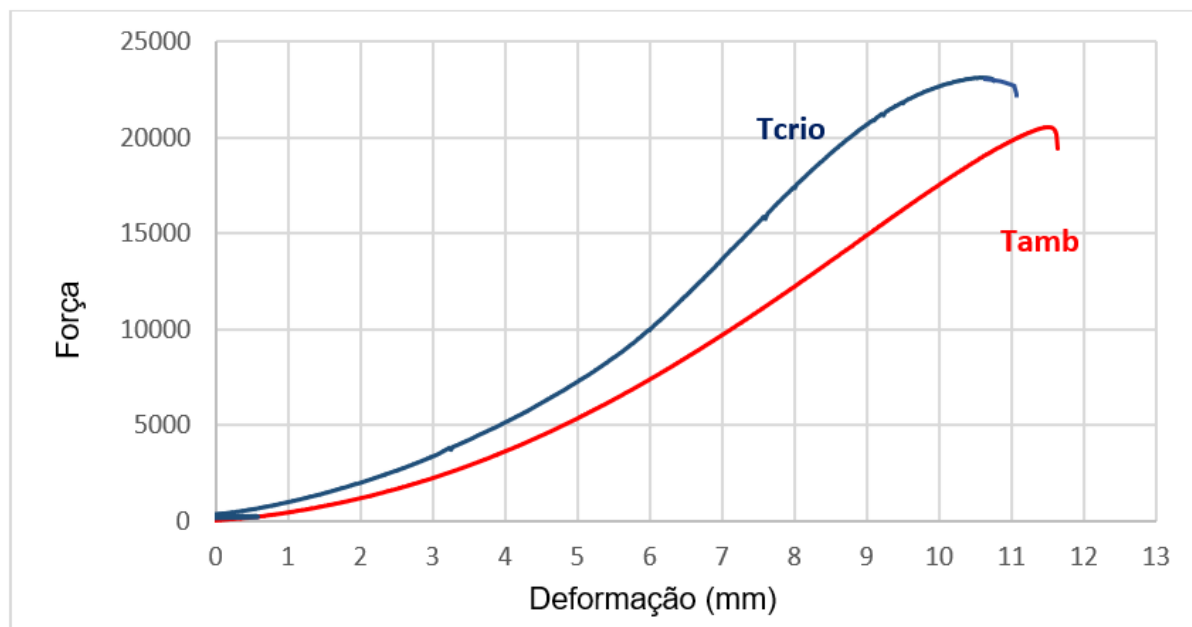
Novamente para fins comparativos foram realizados ensaios de embutimento Erichsen sob as mesmas condições em outra máquina de ensaios universal da marca MTS modelo Landmark 370.25 na qual foram gerados os resultados mostrados nas figuras 50 e 51.

Figura 50 – Ensaio comparativos de embutimento na máquina de ensaios MTS em chapas de aço inoxidável AISI 304 sob as mesmas condições do método A, $v=0,1$ mm/s.



Fonte: A autora.

Figura 51 – Ensaio comparativos de embutimento na máquina de ensaios MTS em chapas de aço inoxidável AISI 304 sob as mesmas condições do método B, $v=0,2$ mm/s.



Fonte: A autora.

A partir dos gráficos das figuras 50 e 51, é possível comparar os resultados e apresentar na tabela 6. Nota-se uma correspondência próxima no comportamento dos ensaios entre os diferentes equipamentos, com variação de aproximadamente 2% no

índice IE para o método A (0,1 mm/s) em temperatura ambiente e 0,7% em temperatura criogênica. A variação do índice IE também foi calculada para o método B (0,2 mm/s), resultando em cerca de 7% para ensaios em temperatura ambiente e 2,6% em temperatura criogênica.

Tabela 6 – Valores comparativos dos resultados médios nos ensaios de embutimento das chapas de aço inoxidável AISI 304 entre a máquina de ensaios EMIC e MTS.

Parâmetros de ensaio		MÉTODO A (0,1 mm/s)			MÉTODO B (0,2 mm/s)		
Temp.	Equip.	Força (N)	IE (mm)	Δ IE (%)	Força (N)	IE (mm)	Δ IE (%)
T. amb.	EMIC	21500	12,40	2	22000	12,46	7
	MTS	20220	12,15		20160	11,60	
T. crio.	EMIC	29100	11,60	0,7	32000	11,40	2,6
	MTS	29610	11,52		23020	11,10	

Fonte: A autora.

Até agora, os dados indicam que o aço inoxidável AISI 304 provavelmente não seria uma escolha ideal para o processo de conformação criogênica, já que tende a fraturar mais cedo do que em temperatura ambiente. Por outro lado, o alumínio e o cobre parecem ser opções viáveis para a crioformagem, uma vez que conseguem suportar proporcionalmente para cada um deles uma maior deformação em temperaturas criogênicas, conforme sugerido pelos resultados deste estudo.

5.1.4 Índice de Embutimento por Medidas de Imagens

É importante ressaltar que a adoção desta metodologia ocorreu devido à leitura imprecisa em alguns valores de altura de domo obtidos no relatório final do software TESC após a realização do ensaio, e para que as incertezas fossem minimizadas os IEs foram determinados utilizando medições de imagens obtidas por meio do software Image J para o alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304, como um método de certificação comparativa entre os valores extraídos dos gráficos gerados nos ensaios de embutimento. Nas curvas do equipamento a componente elástica estava sendo considerada no cálculo, já para as amostras embutidas apenas a deformação residual foi considerada.

Os valores medidos de domo e os extraídos dos gráficos de ensaios podem ser encontrados comparativamente na tabela 7, na qual é possível observar que os

resultados seguem uma tendência convergente nos valores. Levando a acreditar que as duas técnicas foram válidas.

Tabela 7 – Índices de Embutimento por medidas da altura do domo a partir de imagens.

Material	Método	I.E. (mm)					
		T.amb			T. crio		
		Imagem	Extração gráfica	ΔIE (%)	Imagem	Extração gráfica	ΔIE (%)
Al	MET. A	5,70	5,8	1,72	6,42	6,30	1,9
	MET. B	5,55	5,60	1,8	6,12	6,20	1,3
Cu	MET. A	6,14	6,20	0,91	7,52	7,40	1,6
	MET. B	6,27	6,33	0,94	6,90	6,97	1
AISI 304	MET. A	12,21	12,40	1,5	11,33	11,6	2,3
	MET. B	12,35	12,46	0,9	11,18	11,4	1,9

Fonte: A autora.

5.1.5 Deformações Pontuais nas Chapas de Alumínio

O corpo de prova ARA AMB, por exemplo, após ensaiado teve suas células numeradas na região de deformação como mostrada na figura 52. As medidas das células estão apresentadas na tabela 8 assim como os cálculos de deformação plástica e verdadeira, feitos por meio das equações (6), (7), (8) e (9). Vale ressaltar que foram feitas as medidas das células antes da formação do domo e estão identificadas como X_0 e Y_0 na mesma tabela.

Figura 52 – Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras do ARA AMB.



Fonte: A autora.

Tabela 8 – Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras para ARA AMB.

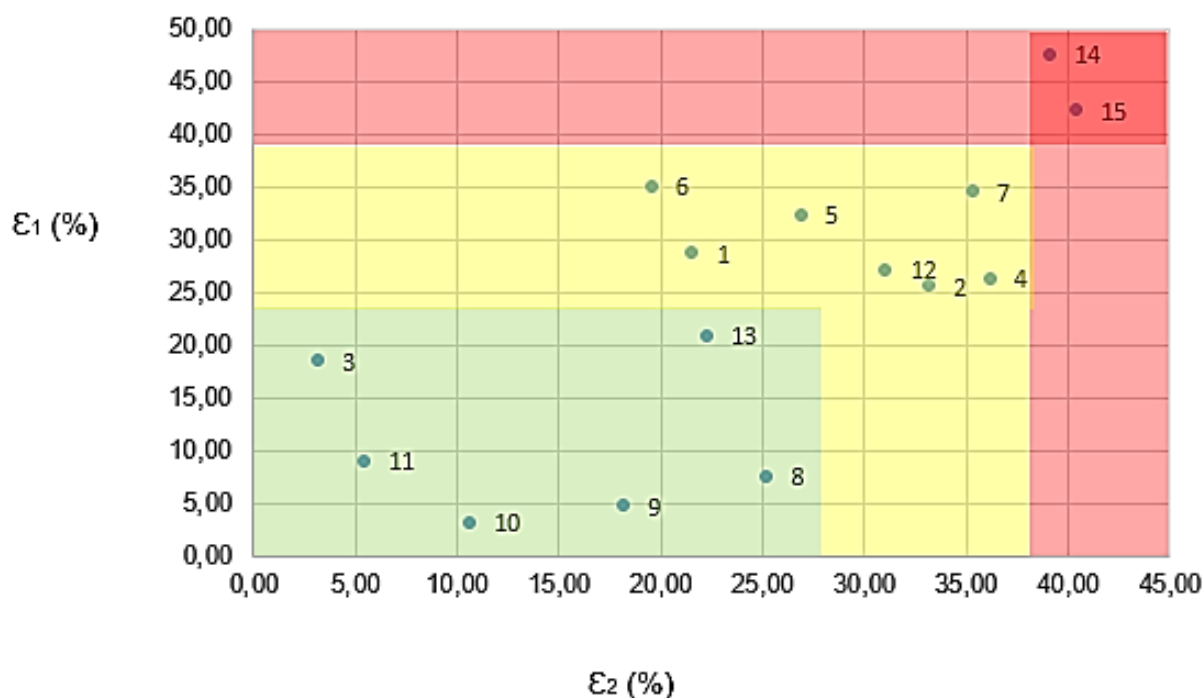
Célula	X (mm)	Y (mm)	X ₀ (mm)	Y ₀ (mm)	Deformação plástica (X) (%)	Deformação plástica (Y) (%)	Deformação verdadeira (X) ϵ_2	Deformação verdadeira (Y) ϵ_1
1	2,76	3,28	2,27	2,55	21,59	28,63	0,20	0,25
2	3,17	3,20	2,38	2,55	33,19	25,49	0,29	0,23
3	2,27	3,02	2,20	2,55	3,18	18,43	0,03	0,17
4	3,20	3,22	2,35	2,55	36,17	26,27	0,31	0,23
5	3,02	2,91	2,38	2,20	26,89	32,27	0,24	0,28
6	2,63	2,97	2,20	2,20	19,55	35,00	0,18	0,30
7	3,18	2,96	2,35	2,20	35,32	34,55	0,30	0,30
8	2,98	2,72	2,38	2,53	25,21	7,51	0,22	0,07
9	2,60	2,65	2,20	2,53	18,18	4,74	0,17	0,05
10	2,60	2,61	2,35	2,53	10,64	3,16	0,10	0,03
11	2,32	2,56	2,20	2,35	5,45	8,94	0,05	0,09
12	3,12	3,19	2,38	2,51	31,09	27,09	0,27	0,24
13	3,02	2,72	2,47	2,25	22,27	20,89	0,20	0,19
14	3,27	3,32	2,35	2,25	40,03	47,56	0,33	0,39
15	3,30	3,20	2,35	2,25	40,43	42,22	0,34	0,35

 células deformadas
  células rompidas
  células pouco def.

Fonte: A autora.

Comparando o corpo de prova da figura 52 aos cálculos de deformação plástica e deformação verdadeira da tabela 8 nota-se que as células que sofreram rompimento foram a 14 e 15, estes pontos têm em comum valores de deformação plástica acima de 40% como apresentado na área vermelha da tabela 8. As células amarelas 1, 2, 4, 5, 6 e 7 ficaram muito deformadas, mas não houve efetiva ruptura, levando a acreditar que os níveis de deformação destas regiões estiveram mecanicamente críticas, porém aceitáveis em nível de trabalhabilidade. As células verdes 3, 8, 9, 10, 11 e 13 na tabela 8 pertencem a regiões onde o ensaio apresentou menores níveis de deformação. A partir destes dados foram plotados gráficos de deformações verdadeiras como mostrado na figura 53 na qual conseguiu-se mapear quais células submetidas aos esforços seriam as mais afetadas pela deformação, mostrando assim na região vermelha quais são as deformações não recomendadas para a integridade do material e nas regiões amarela e verde as condições de trabalho sem rompimento.

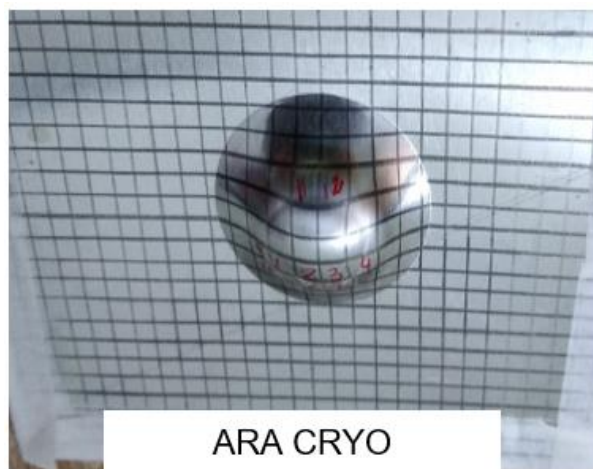
Figura 53 – Deformações não recomendadas para a integridade do alumínio em temperatura ambiente apresentadas na região vermelha.



Fonte: A autora.

Analizando agora o corpo de prova ARA CRYO da figura 54 o qual foi submetido às condições de ensaio exatamente iguais ao ARA AMB exceto à temperatura criogênica, pode-se discutir alguns pontos a partir dos dados apresentados na tabela 9. As regiões que sofreram rompimento, células 4, 6 e 7 da figura 54 e calculadas suas respectivas deformações na tabela 9 apresentaram valores de deformação plástica entre 53 e 55%, e quando compara-se este mesmo parâmetro ao ARA AMB que apresentou uma variação até 47% corrobora-se o fato de a possibilidade da temperatura criogênica facilitar o desenvolvimento de maiores deformações antes de atingir a ruptura do material.

Figura 54 – Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras do ARA CRYO.



Fonte: A autora.

Tabela 9 – Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras para ARA CRYO.

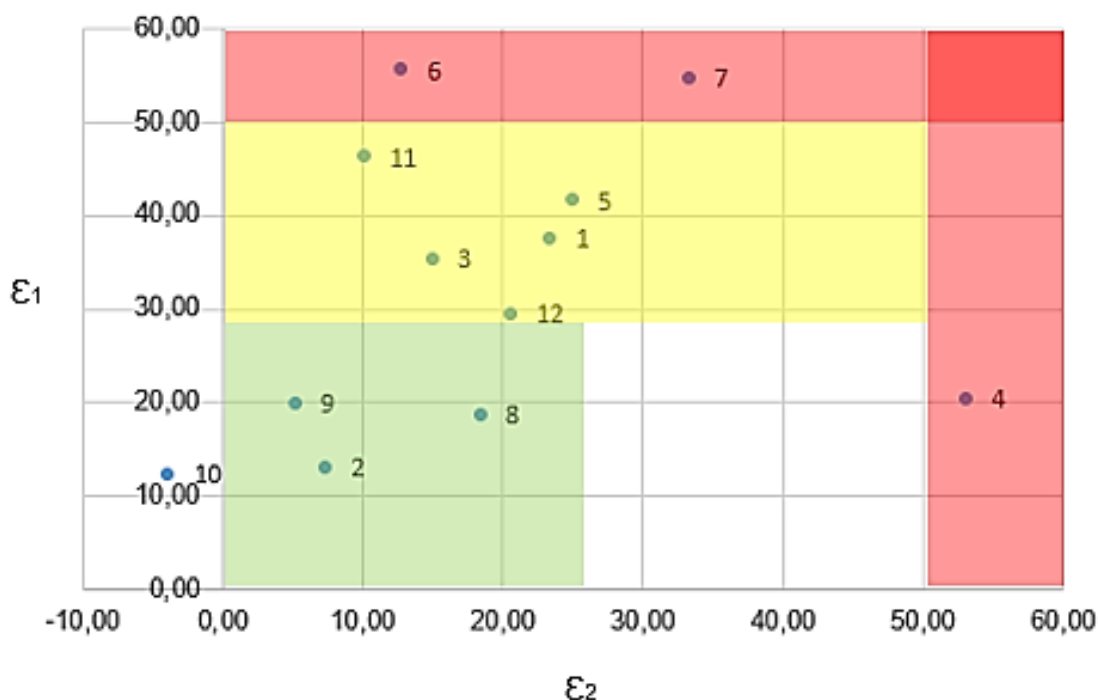
Célula	X (mm)	Y (mm)	X ₀ (mm)	Y ₀ (mm)	Deformação plástica (X) (%)	Deformação plástica (Y) (%)	Deformação verdadeira (X) ϵ_2	Deformação verdadeira (Y) ϵ_1
1	3,16	3,04	2,56	2,21	23,44	37,56	0,21	0,32
2	2,76	2,50	2,57	2,21	7,39	13,12	0,07	0,12
3	2,76	2,99	2,40	2,21	15,00	35,29	0,14	0,30
4	3,66	2,66	2,39	2,21	53,14	20,36	0,43	0,19
5	3,20	3,34	2,56	2,36	25,00	41,53	0,22	0,35
6	2,90	3,67	2,57	2,36	12,84	55,51	0,12	0,44
7	3,20	3,65	2,4	2,36	33,33	54,66	0,29	0,44
8	2,83	2,80	2,39	2,36	18,41	18,64	0,17	0,17
9	3,03	2,65	2,88	2,21	5,21	19,91	0,05	0,18
10	2,77	2,65	2,88	2,36	-3,82	12,29	-0,04	0,12
11	2,82	3,32	2,56	2,27	10,16	46,26	0,10	0,38
12	3,10	2,94	2,57	2,27	20,62	29,52	0,19	0,26

células deformadas
 células rompidas
 células pouco def.

Fonte: A autora.

A partir dos dados foram plotados gráficos de deformações verdadeiras como mostrado na figura 55 e conseguiu-se mapear quais células submetidas aos esforços seriam as mais afetadas pela deformação, mostrando que as regiões vermelhas são as deformações não recomendadas para a integridade do material, as regiões amarela e verde são deformações que respeitarão a integridade do material.

Figura 55 – Deformações não recomendadas para a integridade do alumínio em temperatura criogênica apresentadas na região vermelha.

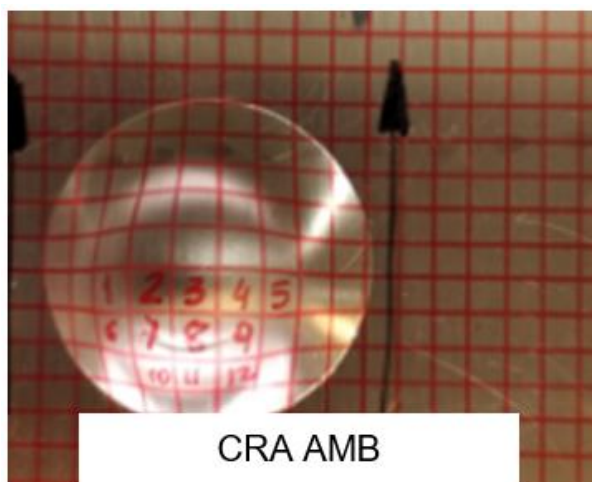


Fonte: A autora.

5.1.6 Deformações Pontuais nas Chapas de Cobre

Passando agora aos detalhes das amostras de cobre embutidas em temperaturas ambiente e criogênica os mesmos procedimentos foram adotados, e analisando o corpo de prova CRA AMB da figura 56 pode-se notar que as células 7 e 8 atingiram o rompimento durante o ensaio e os cálculos das deformações mostradas na tabela 10 apontam que o cobre em condições ambiente atinge em média 52% de deformação para apresentação de rompimento. Outras células como a 9 e 6 não chegaram a romper, mas apresentaram valores altos de deformação, muito próximos ao rompimento.

Figura 56 – Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras do CRA AMB.



Fonte: A autora.

Tabela 10 – Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras para CRA AMB.

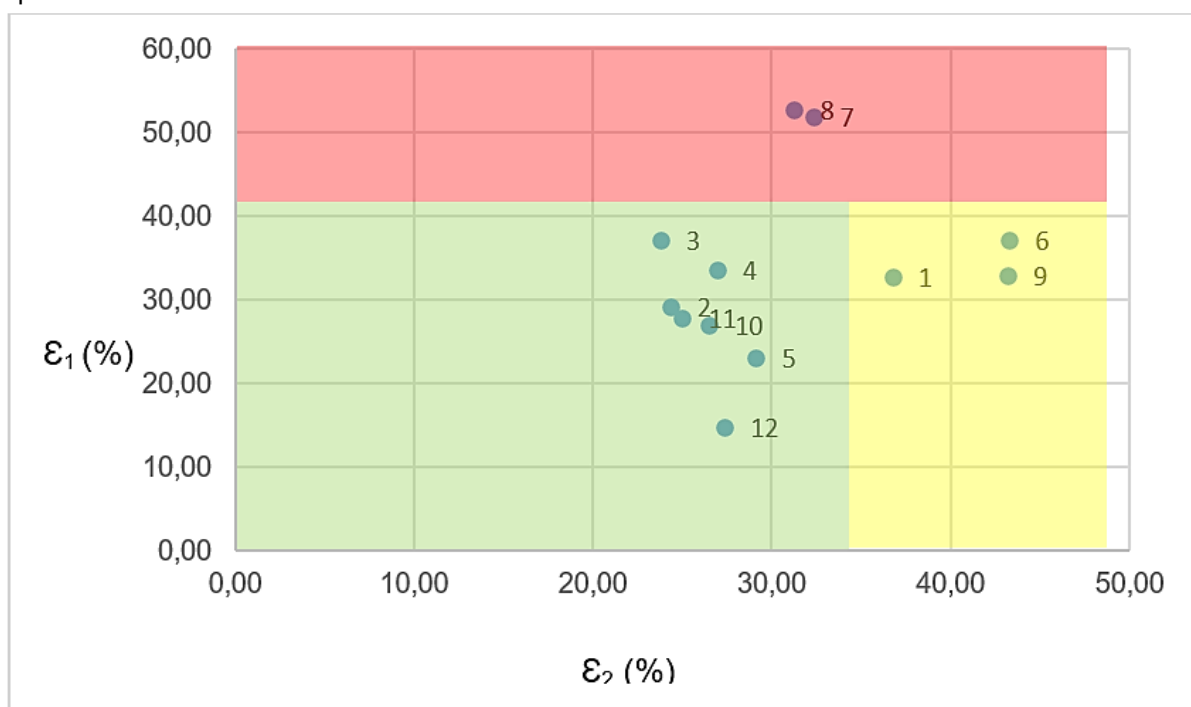
Célula	X (mm)	Y (mm)	X ₀ (mm)	Y ₀ (mm)	Deformação plástica (X) (%)	Deformação plástica (Y) (%)	Deformação verdadeira (X) ϵ_2	Deformação verdadeira (Y) ϵ_1
1	3,35	3,00	2,45	2,26	36,73	32,74	0,31	0,28
2	2,96	2,92	2,38	2,26	24,37	29,20	0,22	0,26
3	2,97	3,10	2,4	2,26	23,75	37,17	0,21	0,32
4	2,97	3,02	2,34	2,26	26,92	33,63	0,24	0,29
5	3,06	2,78	2,37	2,26	29,11	23,01	0,26	0,21
6	3,51	3,25	2,45	2,37	43,27	37,13	0,36	0,32
7	3,15	3,60	2,38	2,37	32,35	51,90	0,28	0,42
8	3,15	3,62	2,4	2,37	31,25	52,74	0,27	0,42
9	3,35	3,15	2,34	2,37	43,16	32,91	0,36	0,28
10	3,01	2,92	2,38	2,3	26,47	26,96	0,23	0,24
11	3,00	2,94	2,4	2,3	25,00	27,83	0,22	0,25
12	2,98	2,64	2,34	2,3	27,35	14,78	0,24	0,14

células deformadas células rompidas células pouco def.

Fonte: A autora.

A partir dos dados, foram plotados gráficos de deformações verdadeiras como mostrado na figura 57 onde conseguiu-se mapear quais células submetidas aos esforços seriam as mais afetadas pela deformação, mostrando assim a região vermelha quais são as deformações não recomendadas para a integridade do material.

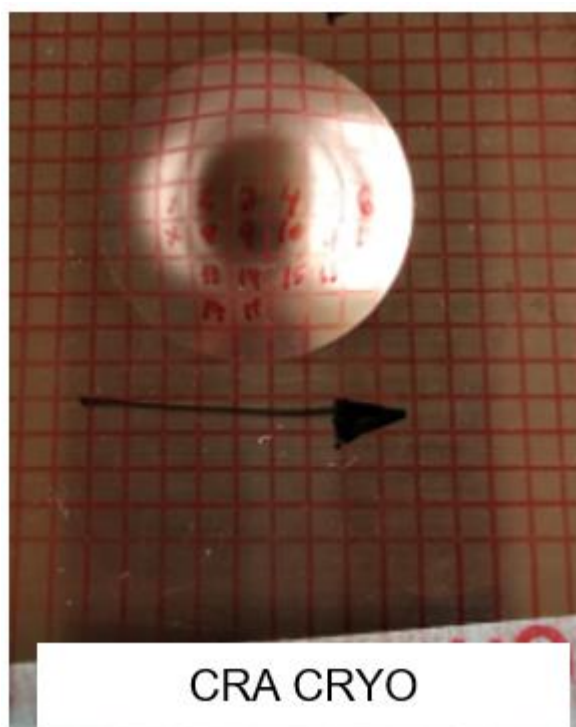
Figura 57 – Deformações não recomendadas para a integridade do cobre em temperatura ambiente apresentadas na área vermelha.



Fonte: A autora.

Passando agora aos detalhes das amostras de cobre embutidas em temperatura criogênica analisando o corpo de prova CRA CRYO da figura 58. Pode-se notar que as células 5, 11 e 15 atingiram o rompimento durante o ensaio, e os cálculos das deformações mostradas na tabela 11 apontam que o cobre em condições criogênicas apresenta sinais de ruptura a partir de 44% na deformação. Outras células como a 1, 8, 13 e 14 não chegaram a romper, mas apresentaram valores altos de deformação.

Figura 58 – Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras do CRA CRYO.



Fonte: A autora.

Tabela 11 – Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras para CRA CRYO.

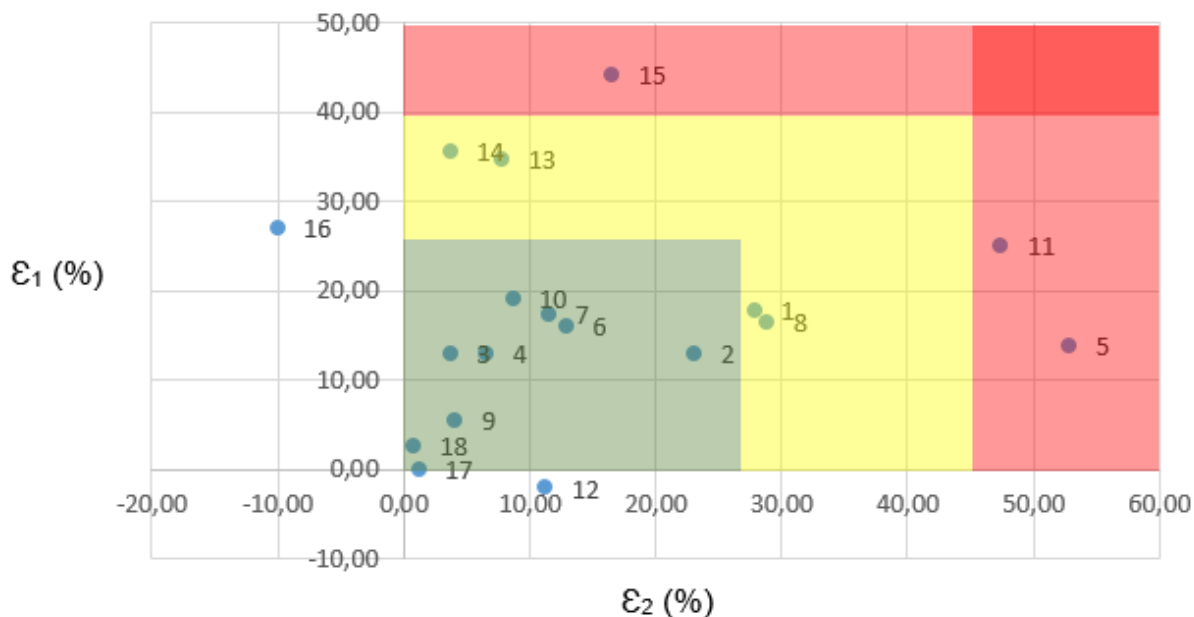
Célula	X (mm)	Y (mm)	X ₀ (mm)	Y ₀ (mm)	Deformação plástica (X) (%)	Deformação plástica (Y) (%)	Deformação verdadeira (X) ϵ_2	Deformação verdadeira (Y) ϵ_1
1	2,98	2,65	2,33	2,25	27,90	17,78	0,25	0,16
2	2,98	2,54	2,42	2,25	23,14	12,89	0,21	0,12
3	2,49	2,54	2,40	2,25	3,75	12,89	0,04	0,12
4	2,57	2,54	2,41	2,25	6,64	12,89	0,06	0,12
5	3,67	2,56	2,40	2,25	52,92	13,78	0,42	0,13
6	2,70	2,61	2,39	2,25	12,97	16,00	0,12	0,15
7	2,60	2,77	2,33	2,36	11,59	17,37	0,11	0,16
8	3,12	2,75	2,42	2,36	28,93	16,53	0,25	0,15
9	2,50	2,49	2,40	2,36	4,17	5,51	0,04	0,05
10	2,62	2,81	2,41	2,36	8,71	19,07	0,08	0,17
11	3,54	2,95	2,40	2,36	47,50	25,00	0,39	0,22
12	2,66	2,31	2,39	2,36	11,30	-2,12	0,11	-0,02
13	2,61	3,18	2,42	2,36	7,85	34,75	0,08	0,30
14	2,49	3,20	2,40	2,36	3,75	35,59	0,04	0,30
15	2,81	3,40	2,41	2,36	16,60	44,07	0,15	0,37
16	2,16	3,00	2,40	2,36	-10,00	27,12	-0,11	0,24
17	2,45	2,31	2,42	2,31	1,24	0,00	0,01	0,00
18	2,42	2,37	2,40	2,31	0,83	2,60	0,01	0,03

células deformadas células rompidas células pouco def.

Fonte: A autora.

A partir dos dados gerados foram plotados gráficos de deformações verdadeiras como mostrado na figura 59, conseguindo-se mapear quais células submetidas aos esforços seriam as mais afetadas pela deformação, mostrando assim a região vermelha quais são as deformações não recomendadas para a integridade do material.

Figura 59 – Deformações não recomendadas para a integridade do cobre em temperatura criogênica apresentadas na área vermelha.



Fonte: A autora.

5.1.7 Deformações Pontuais nas Chapas de Aço Inoxidável AISI 304

Os detalhes das amostras de aço inoxidável AISI 304 embutidas em temperaturas ambiente e criogênica, nos quais foram adotados os mesmos procedimentos anteriores e analisando o corpo de prova IRA AMB da figura 60.

Figura 60 – Medidas das células para cálculo das deformações verdadeiras do IRA AMB.



Fonte: A autora.

Comparando o cp da figura 60 aos cálculos de deformação plástica e deformação verdadeira da tabela 12 nota-se que as células que sofreram rompimento foram a 11 e 12, estes pontos têm em comum valores de deformação plástica média de 54% como apresentado nas linhas vermelhas da tabela 12. As células 9 e 10 ficaram muito deformadas, mas não houve efetiva ruptura destas, levando a acreditar que os níveis de deformação destas regiões estiveram mecanicamente críticas.

A partir dos dados foram feitos gráficos de deformações verdadeiras como mostrado na figura 61, na qual conseguiu-se mapear quais células seriam mais afetadas pela deformação mostrando assim não ser recomendada a aplicação de cargas acima da base da região da elipse vermelha pois apresentam deformações não recomendadas para a integridade do material.

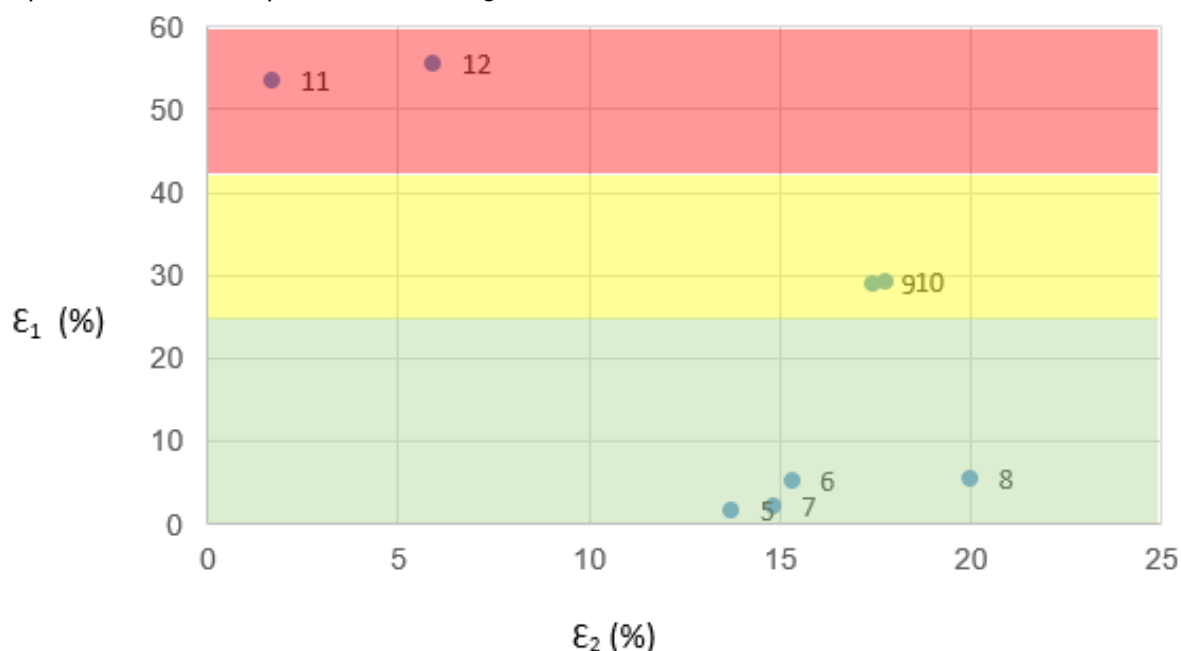
Tabela 12 – Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras para IRA AMB.

Célula	X (mm)	Y (mm)	X ₀ (mm)	Y ₀ (mm)	Deformação plástica (X) (%)	Deformação plástica (Y) (%)	Deformação verdadeira (X) ϵ_2	Deformação verdadeira (Y) ϵ_1
5	2,73	2,40	2,40	2,36	13,75	1,69	0,13	0,02
6	2,71	2,48	2,35	2,36	15,32	5,08	0,14	0,05
7	2,71	2,41	2,36	2,36	14,83	2,12	0,14	0,02
8	2,82	2,49	2,35	2,36	20,00	5,51	0,18	0,05
9	2,76	3,04	2,35	2,36	17,45	28,81	0,16	0,25
10	2,78	3,05	2,36	2,36	17,80	29,24	0,16	0,26
11	2,39	3,62	2,35	2,36	1,70	53,39	0,02	0,43
12	2,50	3,67	2,36	2,36	5,93	55,51	0,06	0,44

células deformadas
 células rompidas
 células pouco def.

Fonte: A autora.

Figura 61 – Deformações não recomendadas para a integridade do aço inoxidável AISI 304 em temperatura ambiente apresentadas na região vermelha.



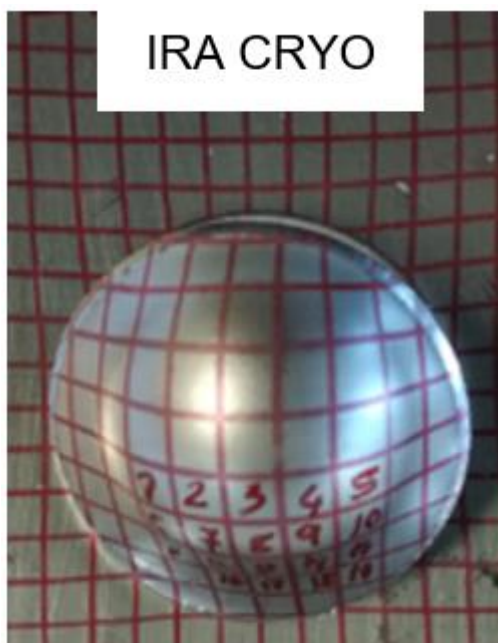
Fonte: A autora.

Agora, ao analisar o corpo de prova IRA CRYO apresentado na figura 62, que foi submetido a condições de ensaio idênticas ao IRA AMB, exceto pela temperatura criogênica, examina-se os dados apresentados na tabela 13 onde é possível discutir alguns pontos com base nestas informações.

As regiões que sofreram ruptura, ou seja, as células 5, 10, 13 e 14 da figura 62, tiveram suas respectivas deformações calculadas na tabela 13, revelando valores de deformação plástica situados entre 31% e 36% até o ponto de ruptura.

Ao comparar esse parâmetro com o IRA AMB, que registrou uma variação entre 53% e 55%, é observada uma redução de deformação de aproximadamente 37%, corroborando a possibilidade de que a temperatura criogênica, especialmente no caso do aço inoxidável 304, dificulte o desenvolvimento de deformações mais significativas antes de atingir a ruptura do material. Esse resultado é consistente com as análises do índice de embutimento apresentadas no capítulo 5.1.3 deste trabalho, as quais indicam que o índice de embutimento para o aço inoxidável AISI 304 à temperatura ambiente é superior ao observado em temperaturas criogênicas, fato que possivelmente seja explicável pelo fenômeno do efeito TRIP já discutido anteriormente.

Figura 62 – Medidas das células para cálculo das deformações verdadeiras do IRA CRYO.



Fonte: A autora.

A partir dos dados da tabela 13 foram plotados gráficos de deformações verdadeiras como mostrado na figura 63, onde conseguiu-se mapear quais células submetidas aos esforços seriam as mais afetadas pela deformação, mostrando assim não ser recomendada a aplicação de cargas que atinjam deformações dentro/próximas das região demarcadas em vermelho na figura pois levarão o material à ruptura e, portanto, não recomendadas para a integridade do mesmo.

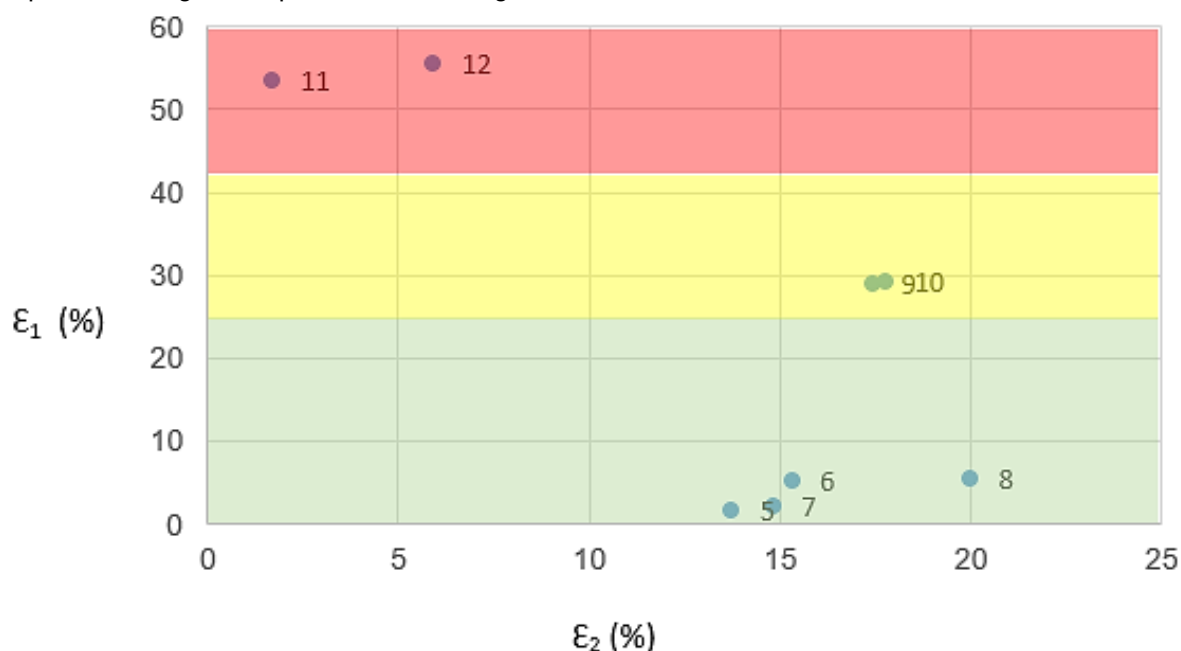
Tabela 13 – Medidas das células para cálculo da deformações verdadeiras do IRA CRYO.

Célula	X (mm)	Y (mm)	X ₀ (mm)	Y ₀ (mm)	Deformação plástica (X) (%)	Deformação plástica (Y) (%)	Deformação verdadeira (X) ϵ_2	Deformação verdadeira (Y) ϵ_1
1	3,04	2,64	2,40	2,30	26,67	14,78	0,24	0,14
2	2,88	2,54	2,40	2,30	20,00	10,43	0,18	0,10
3	2,77	2,54	2,34	2,30	18,38	10,43	0,17	0,10
4	2,68	2,51	2,30	2,30	16,52	9,13	0,15	0,09
5	3,16	2,33	2,32	2,30	36,21	1,30	0,31	0,01
6	2,68	2,91	2,40	2,38	11,67	22,27	0,11	0,20
7	2,65	2,89	2,40	2,38	10,42	21,43	0,10	0,19
8	2,52	2,97	2,34	2,38	7,69	24,79	0,07	0,22
9	2,53	2,96	2,30	2,38	10,00	24,37	0,10	0,22
10	3,07	2,96	2,32	2,38	32,33	24,37	0,28	0,22
11	2,35	2,96	2,40	2,36	-2,08	25,42	-0,02	0,23
12	2,35	3,08	2,40	2,36	-2,08	30,51	-0,02	0,27
13	2,35	3,14	2,34	2,36	0,43	33,05	0,00	0,29
14	2,35	3,09	2,30	2,36	2,17	30,93	0,02	0,27
15	2,47	2,71	2,32	2,36	6,47	14,83	0,06	0,14
16	2,28	2,66	2,40	2,35	-5,00	13,19	-0,05	0,12
17	2,28	2,62	2,34	2,35	-2,56	11,49	-0,03	0,11
18	2,27	2,63	2,30	2,35	-1,30	11,91	-0,01	0,11
	2,47	2,62	2,32	2,35	6,47	11,49	0,06	0,11

células deformadas
 células rompidas
 células pouco def.

Fonte: A autora.

Figura 63 – Deformações não recomendadas para a integridade do aço inoxidável AISI 304 em temperatura criogênica apresentadas na região vermelha.



Fonte: A autora.

Ao comparar o desempenho do aço inoxidável AISI 304 em temperatura ambiente e temperaturas criogênicas, as figuras 61 e 63 mostram de maneira evidente, por meio da análise visioplástica, a redução da possibilidade de deformação do material no ensaio de embutimento em temperaturas criogênicas.

Em termos de conclusão específica para o capítulo, pode-se inferir com base nos dados apresentados que o processo de crioformagem é viável para o alumínio e o cobre em termos de resposta à deformação mecânica. No entanto, o mesmo não pode ser afirmado em relação ao aço inoxidável, uma vez que este material demonstra valores inferiores de índice de embutimento quando processado em temperatura criogênica. Isto sugere que o alumínio e o cobre são mais adequados para a crioformagem, pois têm a capacidade de maiores deformações percentuais a temperaturas criogênicas em comparação com o aço inoxidável. Portanto, a escolha do material a ser utilizado na crioformagem deve ser feita considerando a aplicação específica e a capacidade de deformação necessária para o processo.

5.1.8 Análises de EBSD das Amostras de Alumínio que Passaram por Ensaio de Embutimento

As análises metalográficas foram feitas aproximadamente 60 dias após os ensaios de embutimento de todas as amostras.

Inicialmente na figura 64 (a) tem-se uma representação da região do corpo de prova embutido onde foram feitos os EBSDs e nas figuras (b) e (c) observam-se as imagens de microscopia eletrônica de varredura das amostras que foram submetidas ao ensaio de embutimento em temperatura ambiente e temperatura criogênica respectivamente.

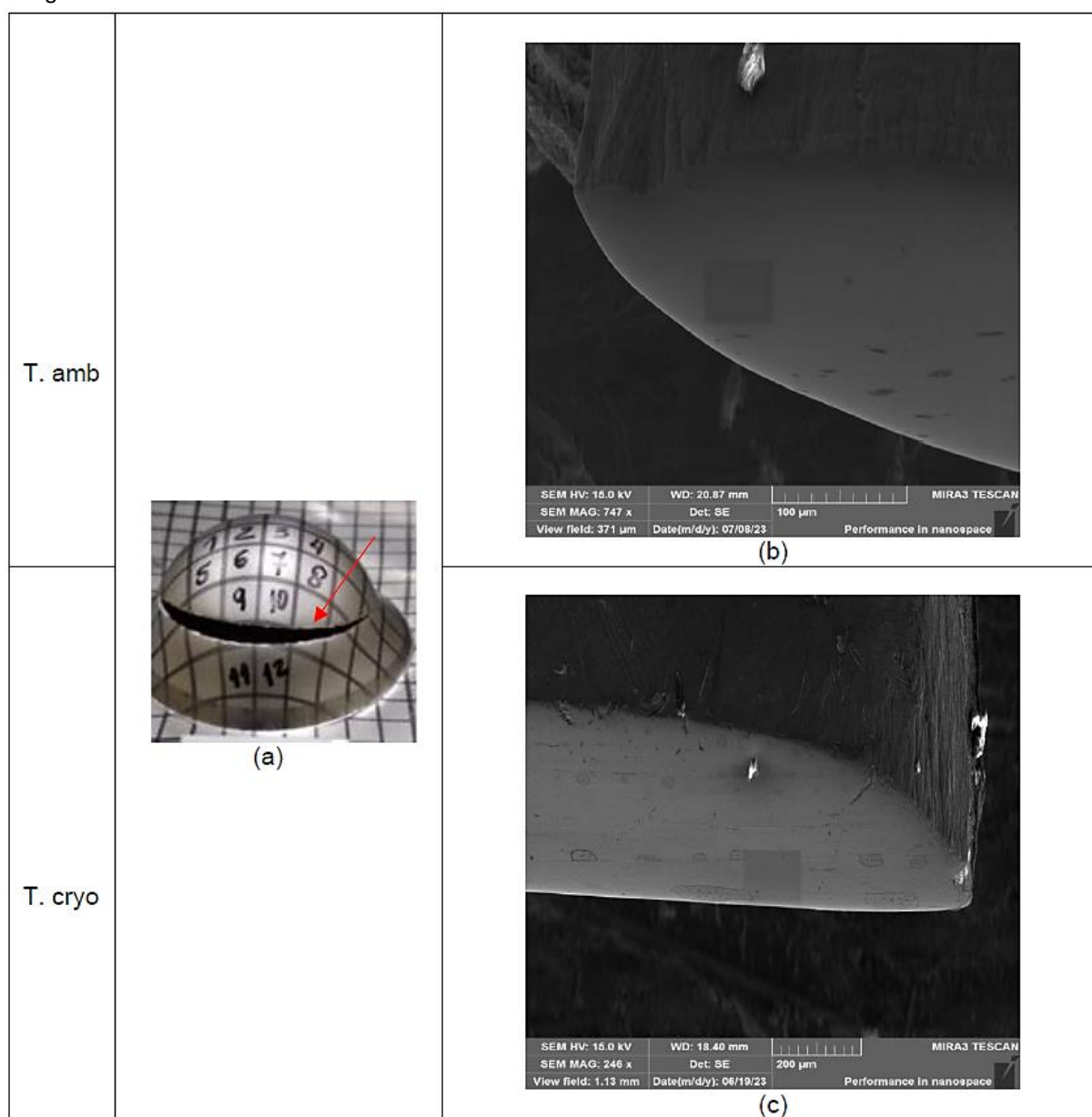
Na figura 65 (a) e (b), é possível observar as representações do Contraste de Banda trabalhando em uma faixa de desorientação de 5 a 63,5°, que exibem valores médios de 150 para a temperatura ambiente e 170 para a temperatura criogênica em seus respectivos gráficos. Importante notar que esse parâmetro varia de 0 a 255 e descreve a qualidade da imagem, refletindo a intensidade média das bandas de Kikuchi. Quanto menor o valor, menor é a qualidade da imagem [76]. Os valores obtidos, portanto, encontram-se em níveis satisfatórios e adequados para prosseguir com a análise de outros parâmetros obtidos por meio da técnica de EBSD.

As figuras 66 (a) e (b) exibem as figuras de polo inverso nas quais se pode inicialmente observar que, em ambas amostras, os grãos apresentam uma forma alongada. Essa morfologia era esperada devido aos ensaios prévios realizados nas amostras, resultando em um total de 74% de contornos de grãos de baixo ângulo (CGBA) e 26% de contornos grão de alto ângulo (CGAA) na amostra embutida a temperatura ambiente da figura 66 (a). Por outro lado, nas amostras embutidas criogenicamente representadas na figura 66 (b), houve um leve aumento percentual, com 77% para CGBA e redução para 23% em CGAA. Provavelmente a proporção de CGBA nas amostras aumentaram à medida que a temperatura diminui o que resulta em mais células de deslocamento no grão [7,15,27].

O mapa de distribuição média de Kernel (KAM) das amostras deformadas em T. amb. e T. crio. podem ser vistos na figura 67 (a) e (b) as quais exibem o valor médio de KAM para temperatura ambiente em torno de 0,29 enquanto que para temperatura criogênica apresenta-se em torno de 0,31 o que gera um incremento em 6,9% em ductilidade e geralmente, um maior valor de KAM indica maior deformação do grão, acompanhado por uma alta rotação da rede cristalina indicando que ocorreu mais rotação da rede na amostra deformada em temperaturas criogênicas [78].

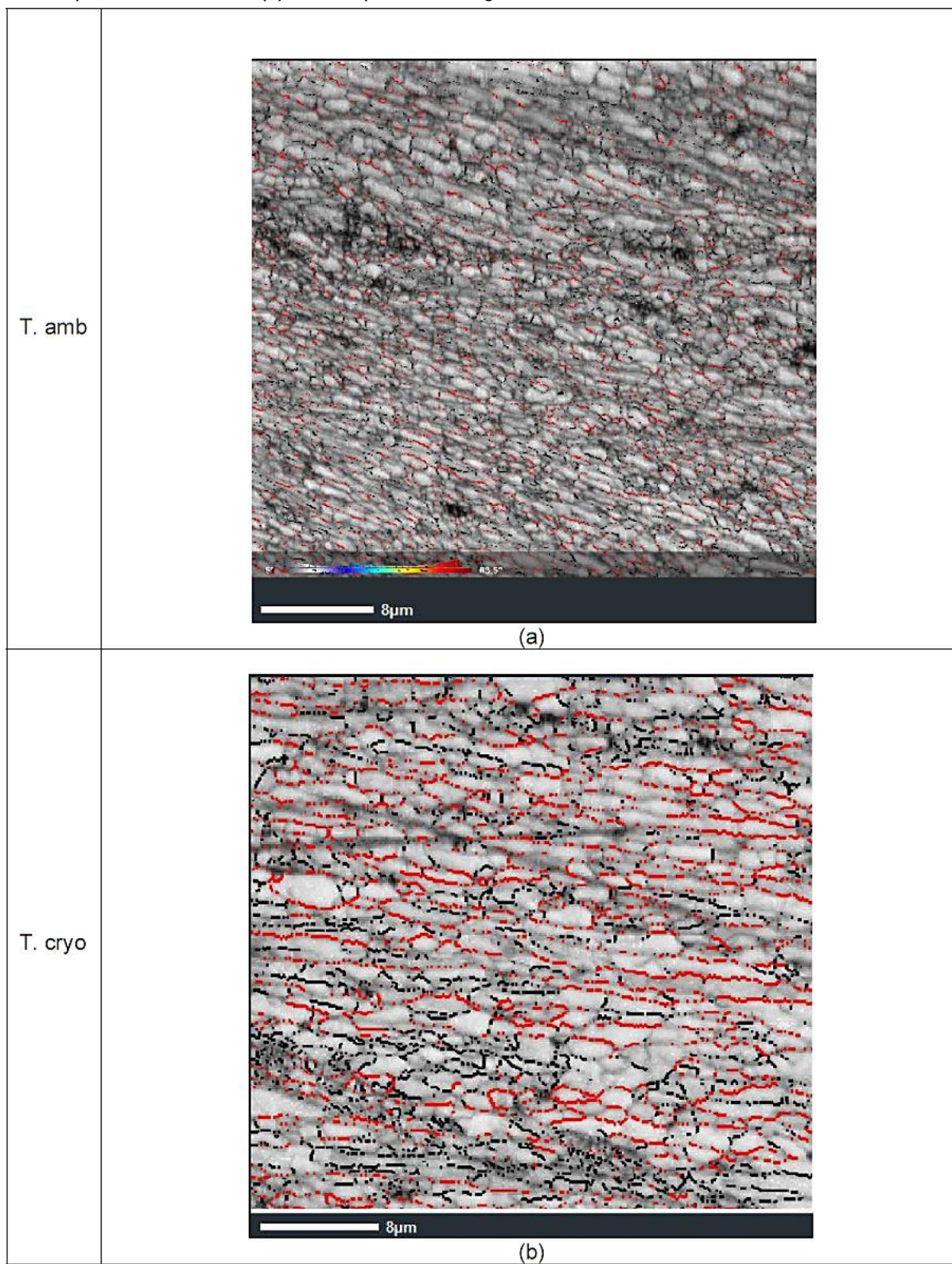
Com relação ao tamanho de grão pode-se notar nas figuras 68 (a) e (b) que, nitidamente, o tamanho de grão dos corpos de prova embutidos em temperatura criogênica ficaram muito mais alongados, em torno de 58,8% quando comparados aos embutidos em temperatura ambiente. Este percentual foi calculado a partir dos valores médios de tamanho de grão fornecidos pelo relatório do software do equipamento.

Figura 64 – Microscopia eletrônica de varredura das regiões onde foram feitos os EBSDs das amostras de alumínio submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



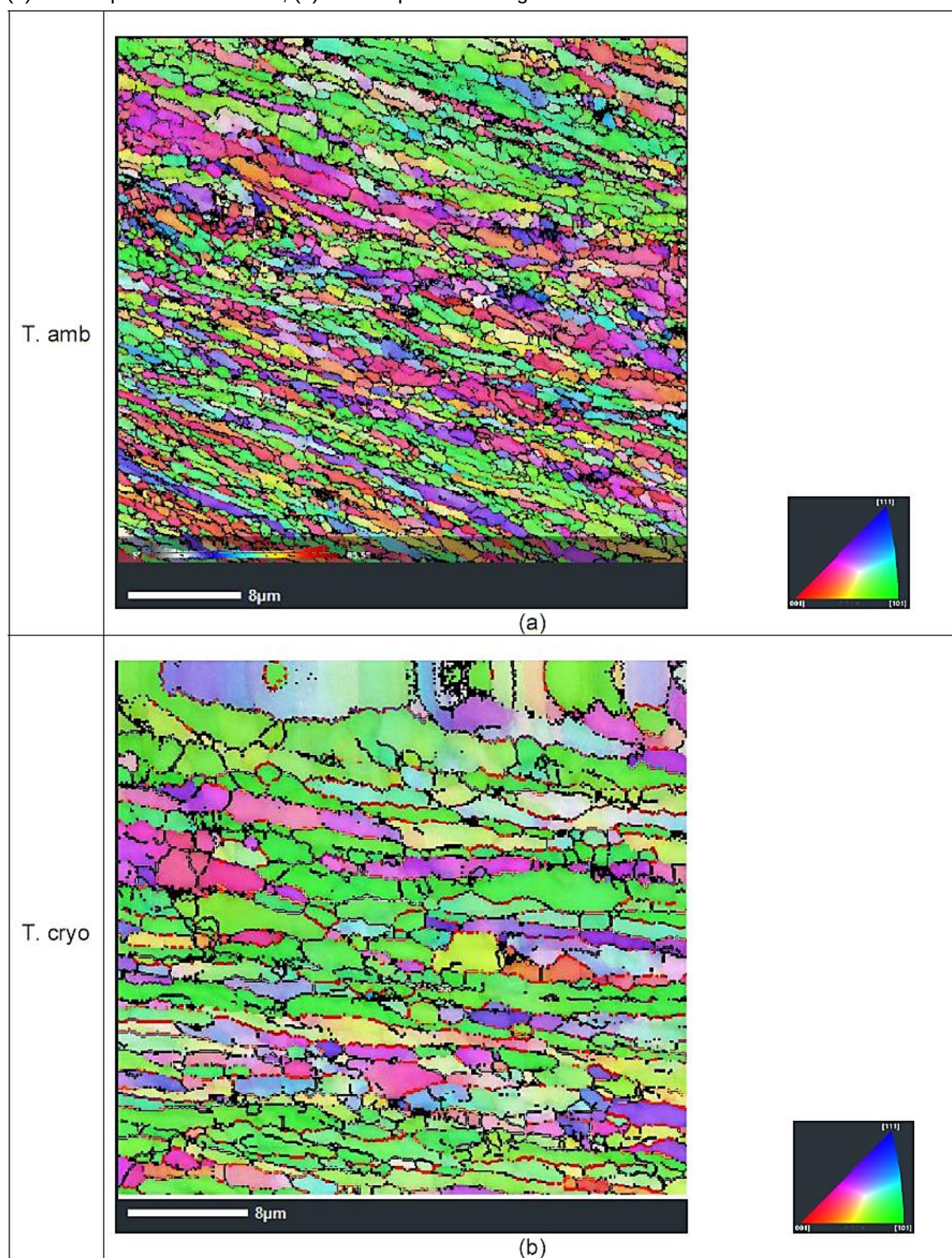
Fonte: A autora.

Figura 65 – Contraste de banda das amostras de alumínio submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



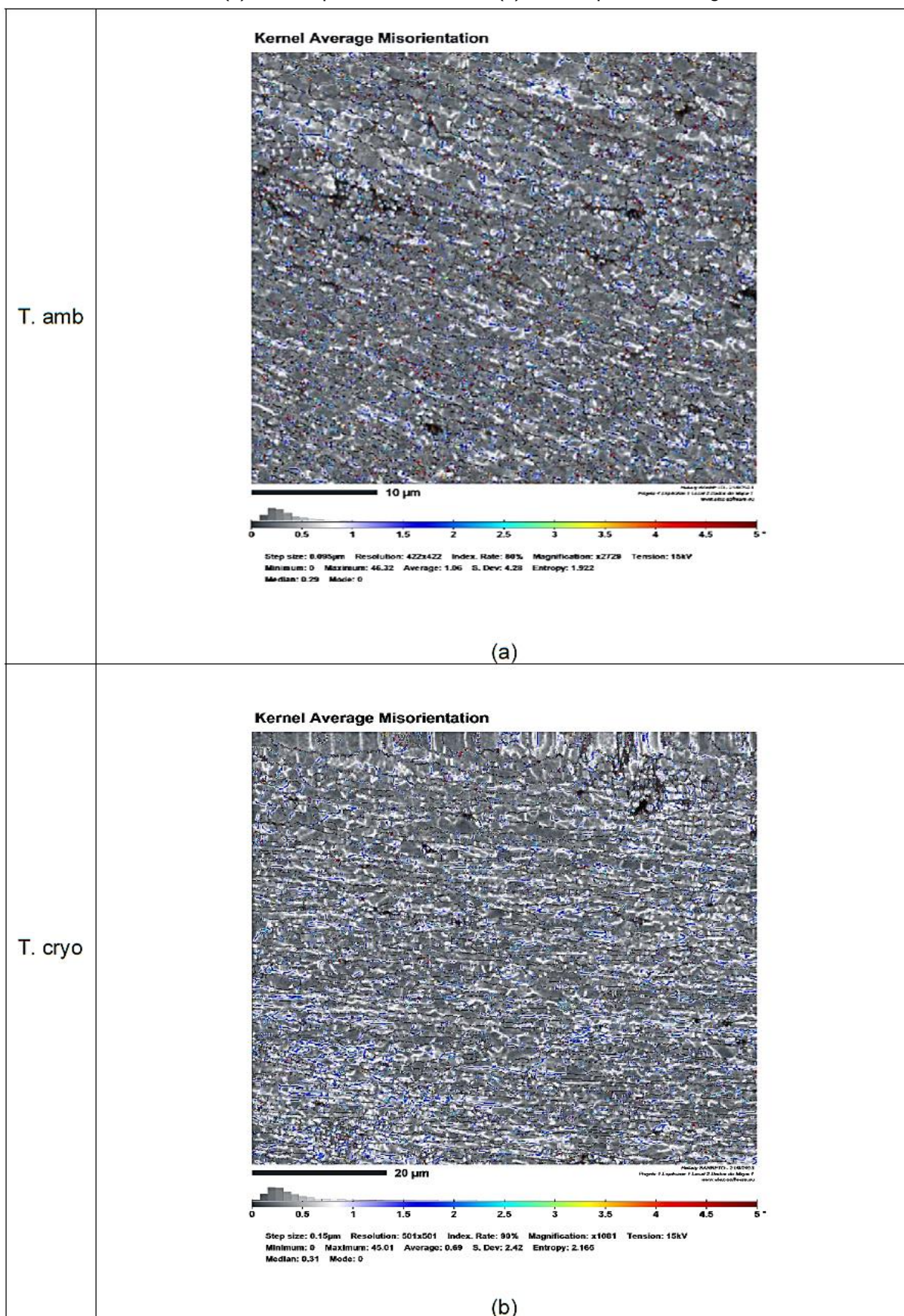
Fonte: A autora.

Figura 66 – Figuras de polo inverso das amostras de alumínio submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



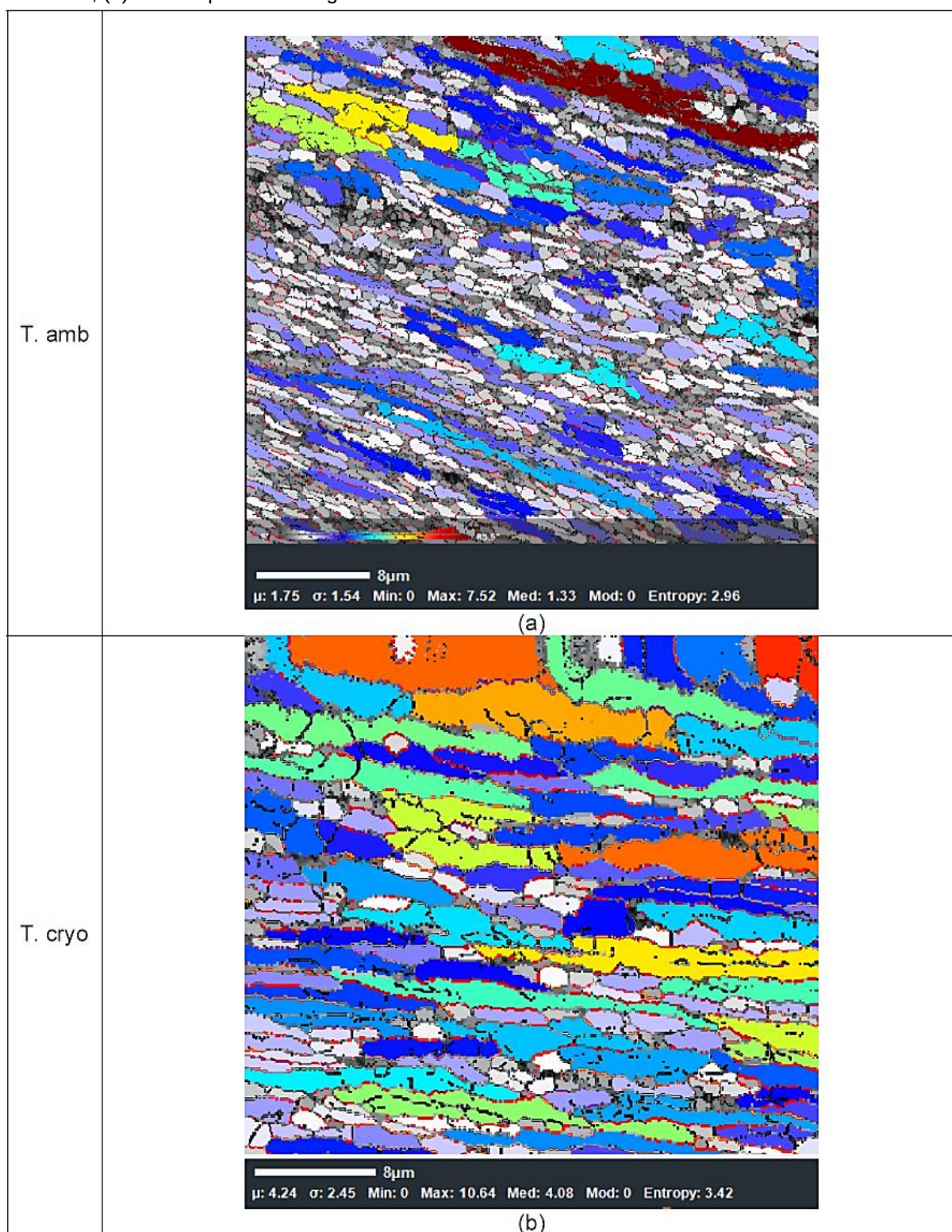
Fonte: A autora.

Figura 67 – Mapa de distribuição média de Kernel (KAM) das amostras de alumínio submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



Fonte: A autora.

Figura 68 – Tamanho de grão dos corpos de prova de alumínio embutidos: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



Fonte: A autora.

5.1.9 Análises de EBSD das Amostras de Cobre que Passaram por Ensaio de Embutimento

Inicialmente na figura 69 (a) e (b) observam-se as imagens de microscopia eletrônica de varredura das regiões que foram feitos os EBSDs das amostras que foram submetidas ao ensaio de embutimento em temperatura ambiente e temperatura criogênica respectivamente.

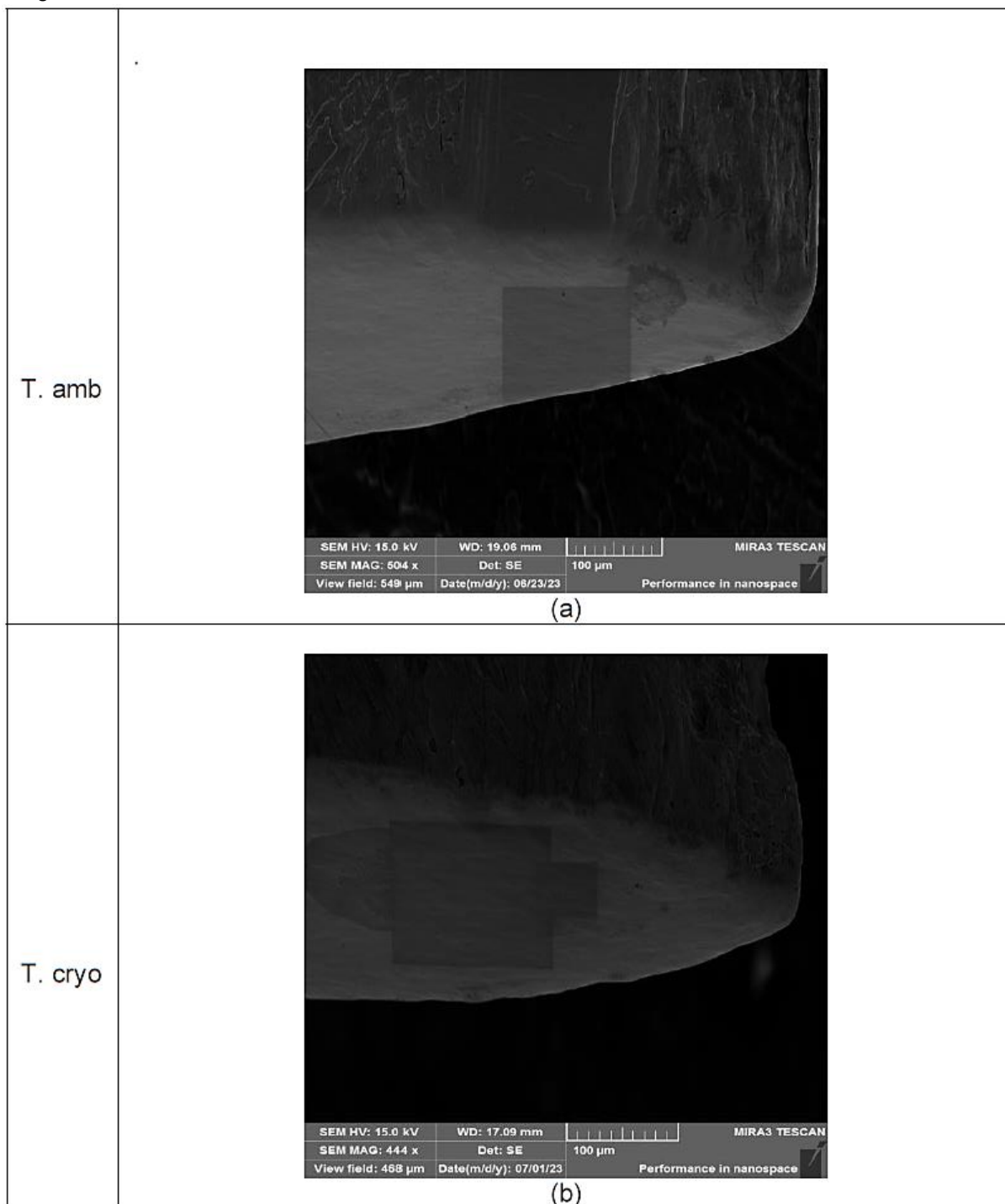
Na figura 70 (a) e (b), é possível observar as representações do Contraste de Banda, que exibem valores médios de 180 para a temperatura ambiente e 160 para a temperatura criogênica em seus respectivos gráficos. Importante notar que esse parâmetro varia de 0 a 255 e descreve a qualidade da imagem, refletindo a intensidade média das bandas de Kikuchi e que quanto menor o valor, menor é a qualidade da imagem [76,77]. Os valores obtidos, portanto, encontram-se em níveis satisfatórios e adequados para prosseguir com a análise de outros parâmetros obtidos por meio da técnica de EBSD.

As figuras 71 (a) e (b) exibem as figuras de polo inverso nas quais se pode inicialmente observar que, em ambas amostras, os grãos apresentam uma forma alongada. Essa morfologia era esperada devido aos ensaios realizados nas amostras, resultando em um total de 85,4% de contornos de grãos de baixo ângulo (CGBA) e 14,6% de contornos de grão de alto ângulo (CGAA) na amostra embutida a temperatura ambiente mostrada na figura 71 (a). Por outro lado, nas amostras embutidas criogenicamente representadas na figura 71 (b), houve um incremento percentual para 92% em CGBA e uma redução para 8% em CGAA. Provavelmente a proporção de CGBA nas amostras aumentaram à medida que a temperatura diminuiu devido a ativação de energia era baixa em condições criogênicas, e a aniquilação de deslocamentos foi suprimida, o que resulta em mais células de deslocamento no grão [7,15,27].

O mapa de distribuição média de Kernel (KAM) das amostras deformadas em T. amb. e T. crio. podem ser vistos na figura 72 (a) e (b) as quais exibem o valor médio de KAM para temperatura ambiente em torno de 0,78 enquanto que para temperatura criogênica apresenta-se em torno de 0,39 o que gera um incremento em 50% nesta análise pois geralmente um maior valor de KAM indica maior deformação do grão, acompanhado por uma alta rotação da rede cristalina indicando que ocorreu mais rotação da rede na amostra deformada em temperatura ambiente [78].

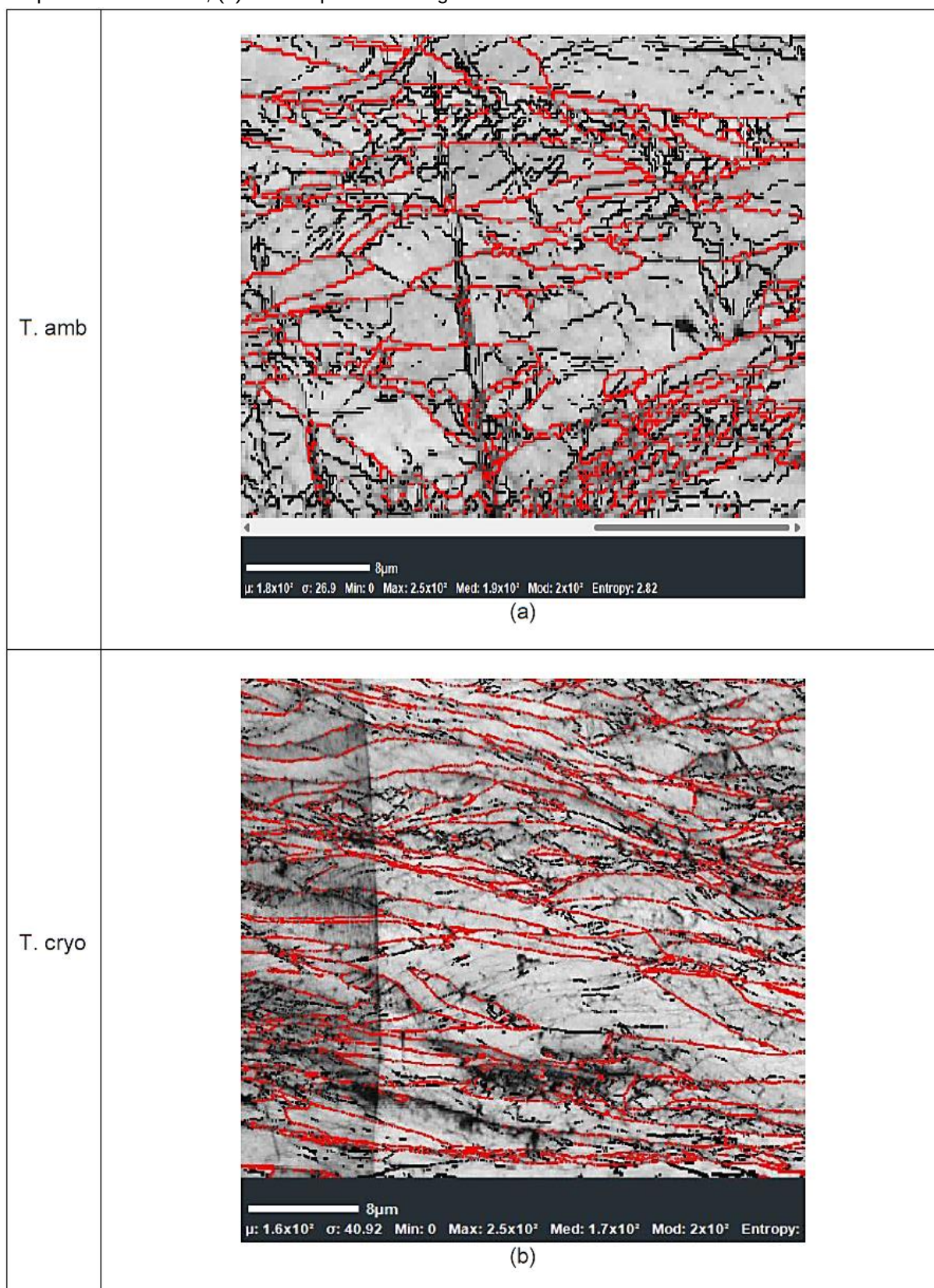
Com relação ao tamanho de grão pode-se notar nas figuras 73 (a) e (b), mesmo que em ampliações diferentes de imagem, o tamanho de grão dos corpos de prova embutidos em temperatura criogênica ficaram menores, em torno de 32% quando comparados aos embutidos em temperatura ambiente.

Figura 69 – Microscopia eletrônica de varredura das regiões onde foram feitos os EBSDs das amostras de cobre submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



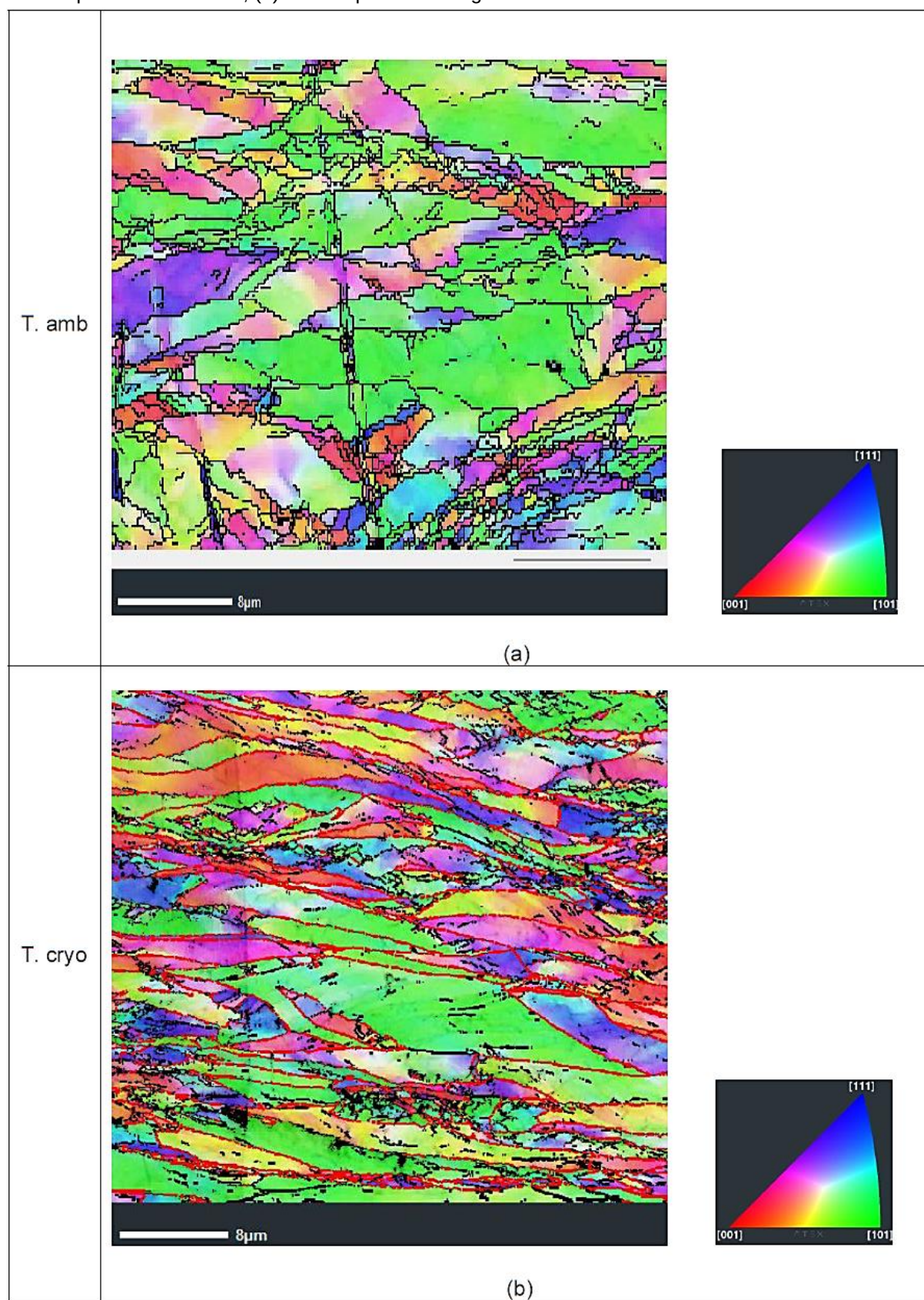
Fonte: A autora.

Figura 70 – Contraste de banda das amostras de cobre submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



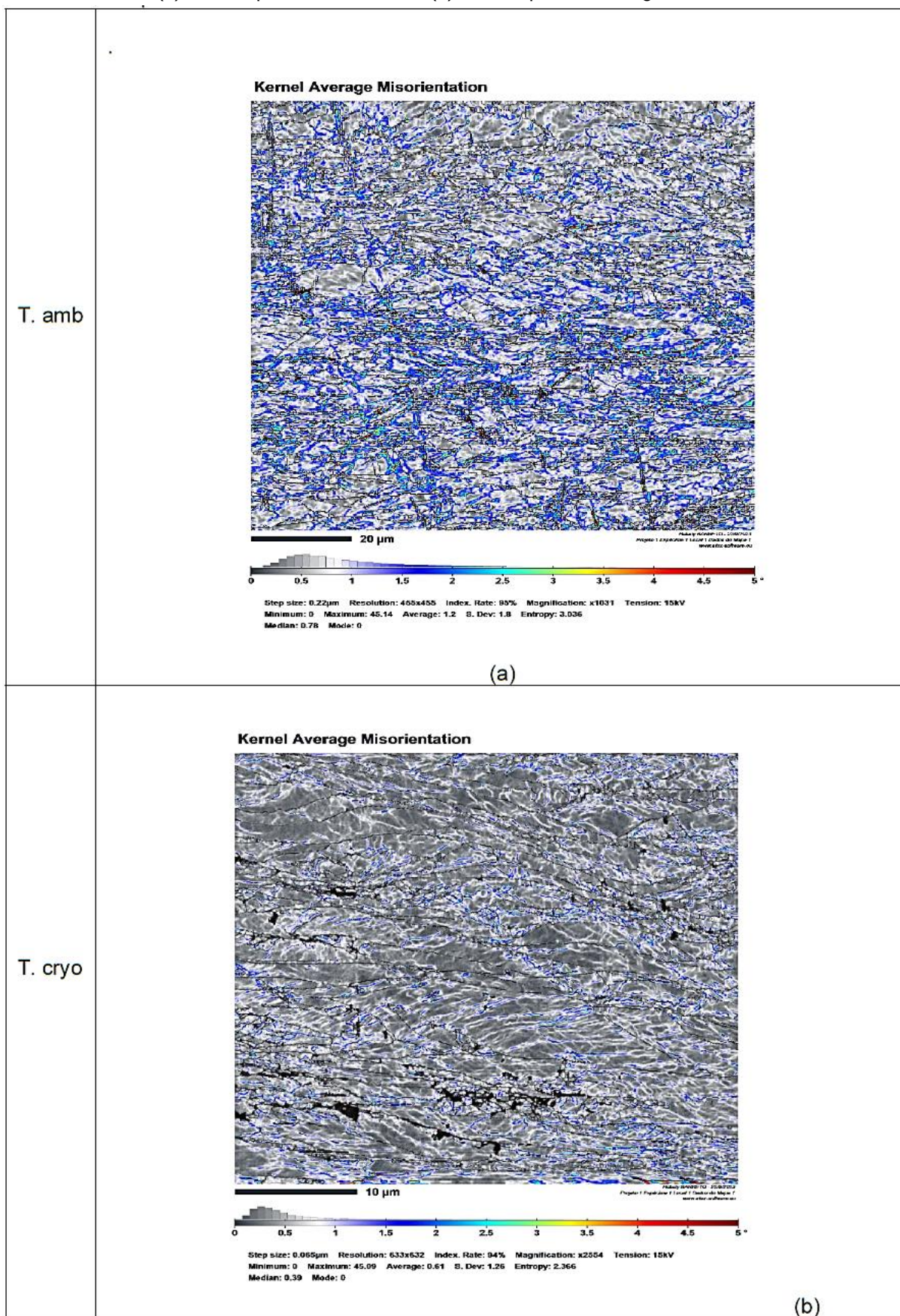
Fonte: A autora.

Figura 71 – Figuras de polo inverso das amostras de cobre submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



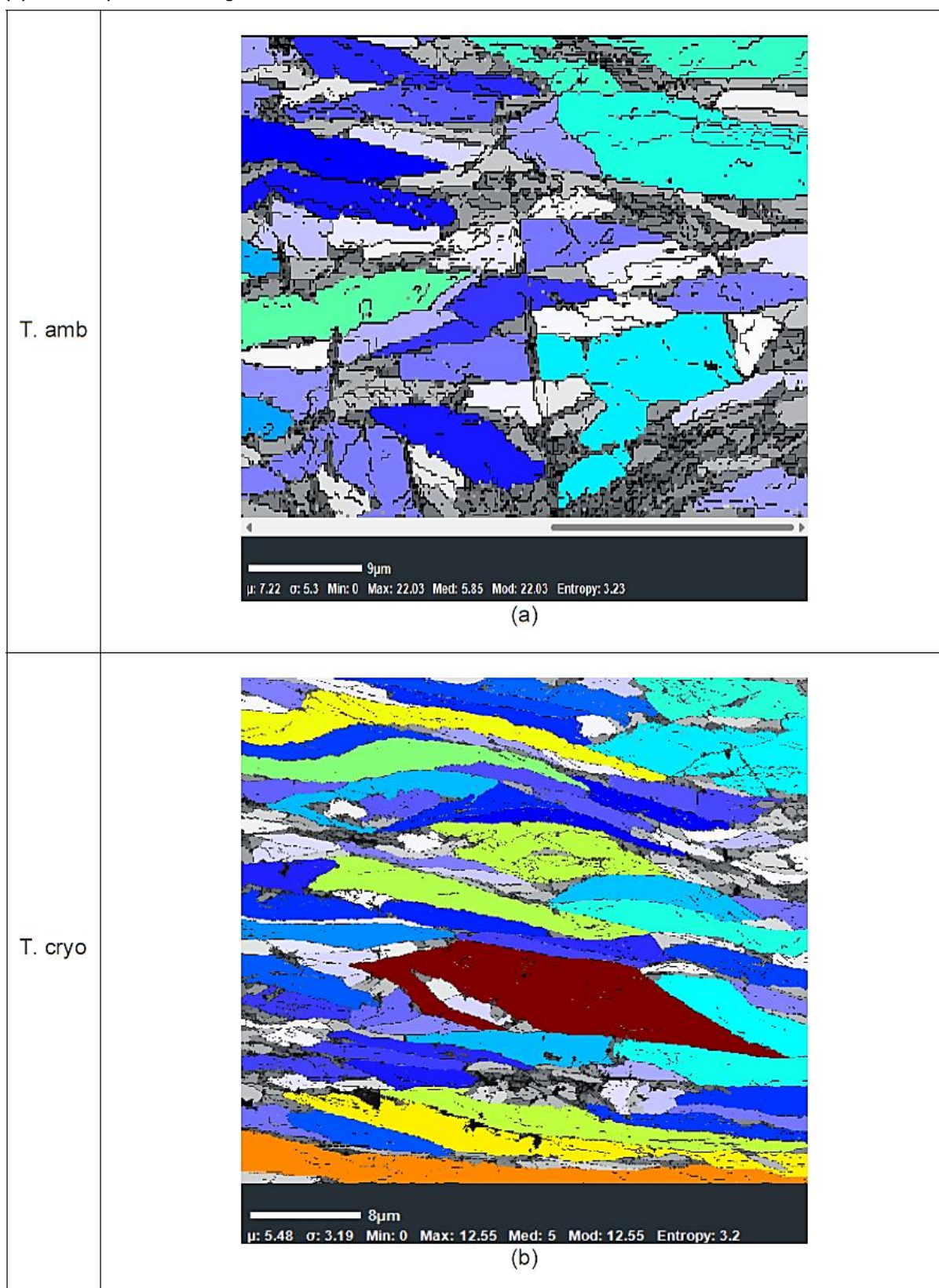
Fonte: A autora.

Figura 72 – Mapa de distribuição média de Kernel (KAM) das amostras de cobre submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



Fonte: A autora.

Figura 73 – Tamanho de grão dos corpos de prova de cobre embutidos: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



Fonte: A autora.

5.1.10 Análises de EBSD das Amostras de Aço Inoxidável AISI 304 que Passaram por Ensaio de Embutimento

Inicialmente na figura 74 (a) e (b) observam-se as imagens de microscopia eletrônica de varredura das regiões onde foram feitos os EBSDs das amostras que foram submetidas ao ensaio de embutimento em temperatura ambiente e temperatura criogênica respectivamente.

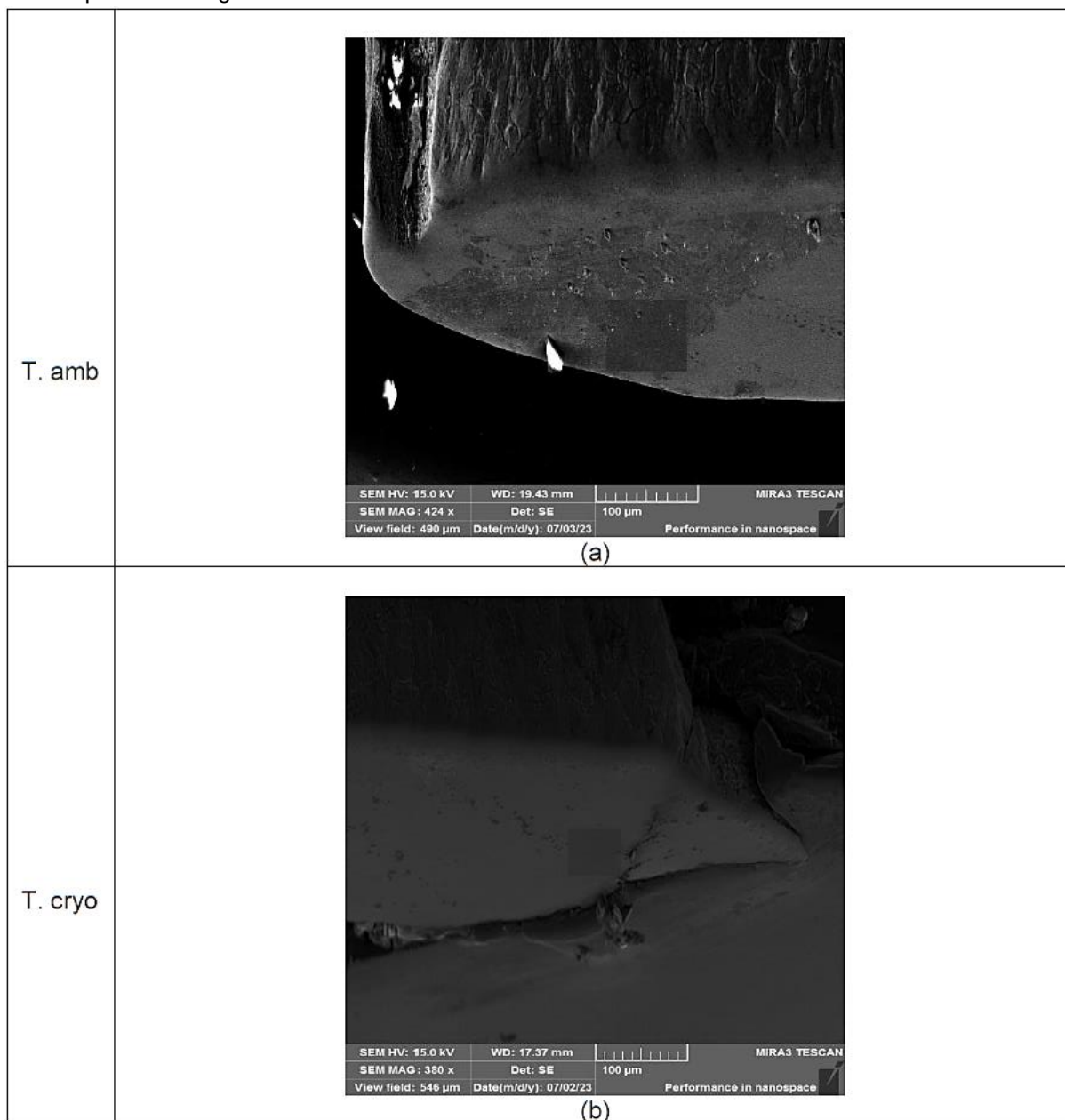
Na figura 75 (a) e (b), é possível observar as representações do Contraste de Banda, que exibem valores médios de 150 para a temperatura ambiente e 130 para a temperatura criogênica em seus respectivos gráficos. Importante notar que esse parâmetro varia de 0 a 255 e descreve a qualidade da imagem, refletindo a intensidade média das bandas de Kikuchi. Quanto menor o valor, menor é a qualidade da imagem [76,77], portanto os valores obtidos encontram-se em níveis satisfatórios e adequados para prosseguir com a análise de outros parâmetros por meio da técnica de EBSD.

As figuras 76 (a) e (b) exibem as figuras de polo inverso nas quais se pode inicialmente observar que, em ambas amostras, os grãos apresentam uma forma alongada. Essa morfologia era esperada devido aos ensaios prévios realizados nas amostras, resultando em um total de 87,3% de contornos de grãos de baixo ângulo (CGBA) e 12,7% de contornos grão de alto ângulo (CGAA) na amostra embutida a temperatura ambiente. Por outro lado, nas amostras embutidas criogenicamente representadas na figura 76(b), houve um aumento percentual, com 91,8% para CGBA e 8,2% para CGAA. Provavelmente a proporção de CGBA nas amostras aumentaram à medida que a temperatura diminui devido a ativação a energia da liga de alumínio era baixa em condições criogênicas temperaturas, e a aniquilação de deslocamentos foi suprimida, o que resulta em mais células de deslocamento no grão [7,15,27].

O mapa de distribuição média de Kernel (KAM) das amostras deformadas em T. amb. e T. crio. podem ser vistos na figura 77 (a) e (b) as quais exibem o valor médio de KAM para temperatura ambiente em torno de 1,22 enquanto que para temperatura criogênica apresenta-se em torno de 2,1 o que gera um incremento em 42% nesta análise em temperatura criogênica e geralmente, um maior valor de KAM indica maior deformação do grão, acompanhado por uma alta rotação da rede cristalina [78], indicando que ocorreu mais rotação da rede na amostra deformada em temperaturas criogênicas.

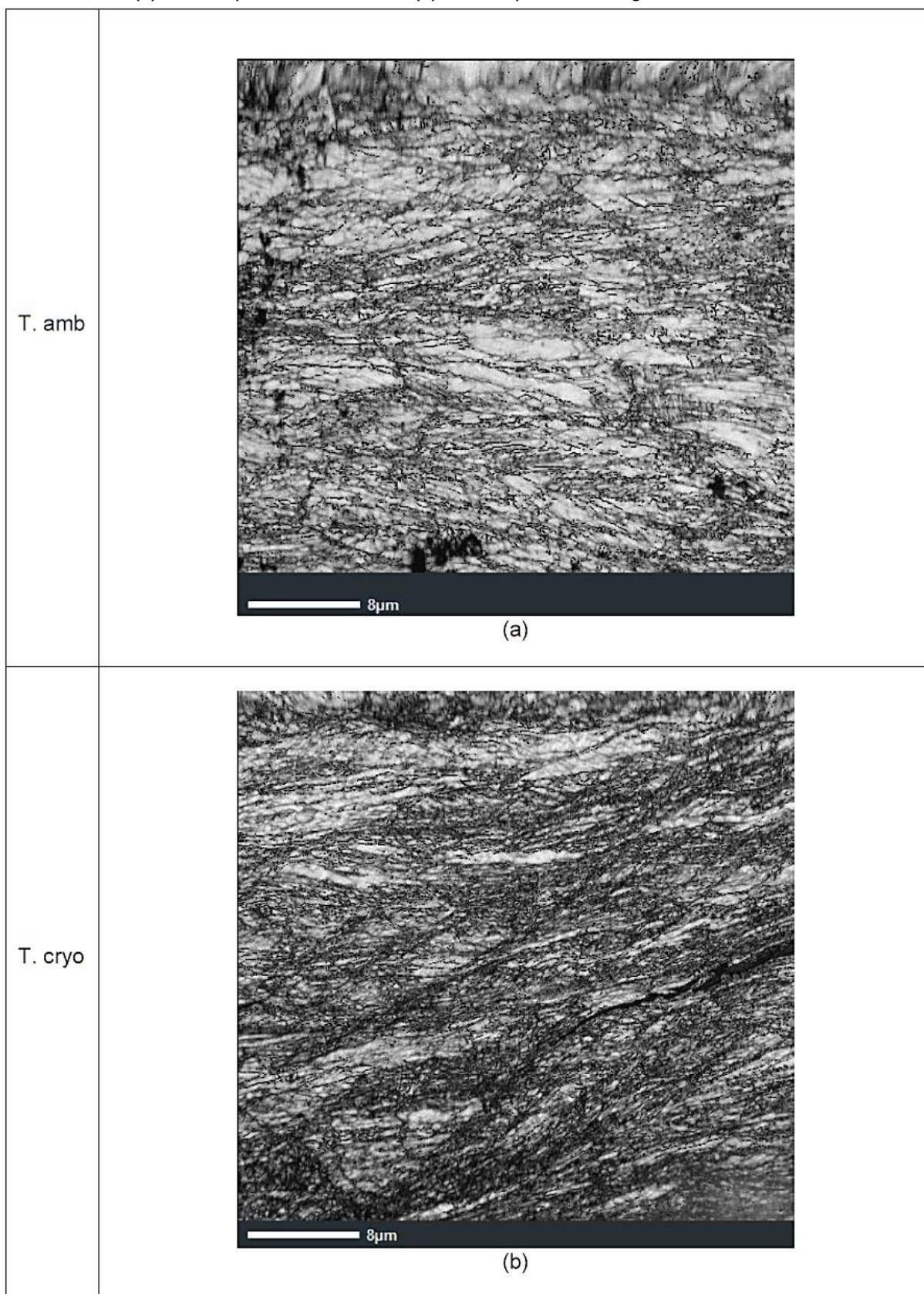
Com relação ao tamanho de grão pode-se notar nas figuras 78 (a) e (b) que, nitidamente, o tamanho de grão dos corpos de prova embutidos em temperatura criogênica ficaram muito mais alongados e menores, em torno de 57% quando comparados aos embutidos em temperatura ambiente.

Figura 74 – Microscopia eletrônica de varredura das regiões onde foram feitos os EBSDs das amostras de aço inoxidável AISI 304 submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



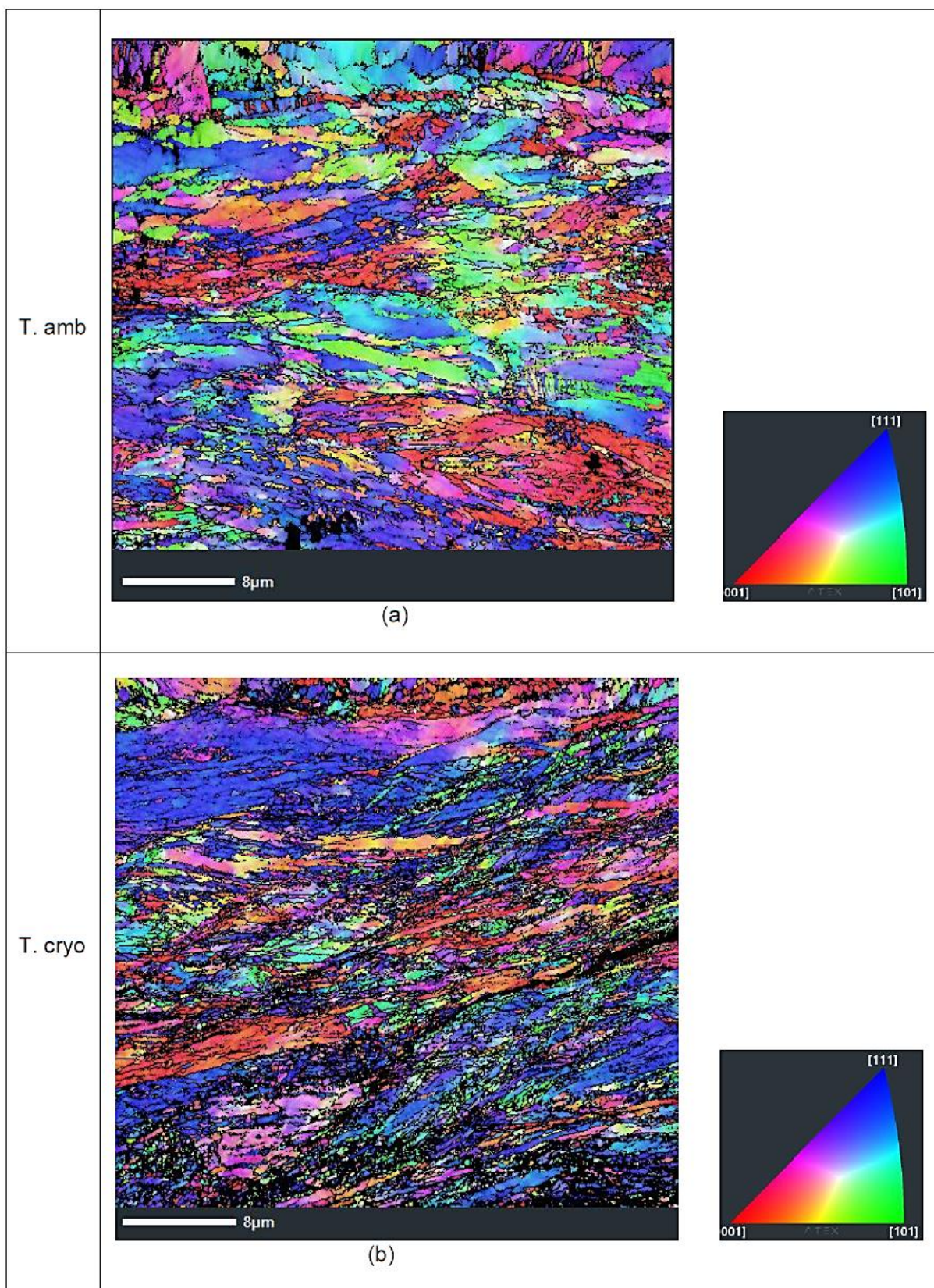
Fonte: A autora.

Figura 75 – Contraste de banda das amostras de aço inoxidável AISI 304 submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



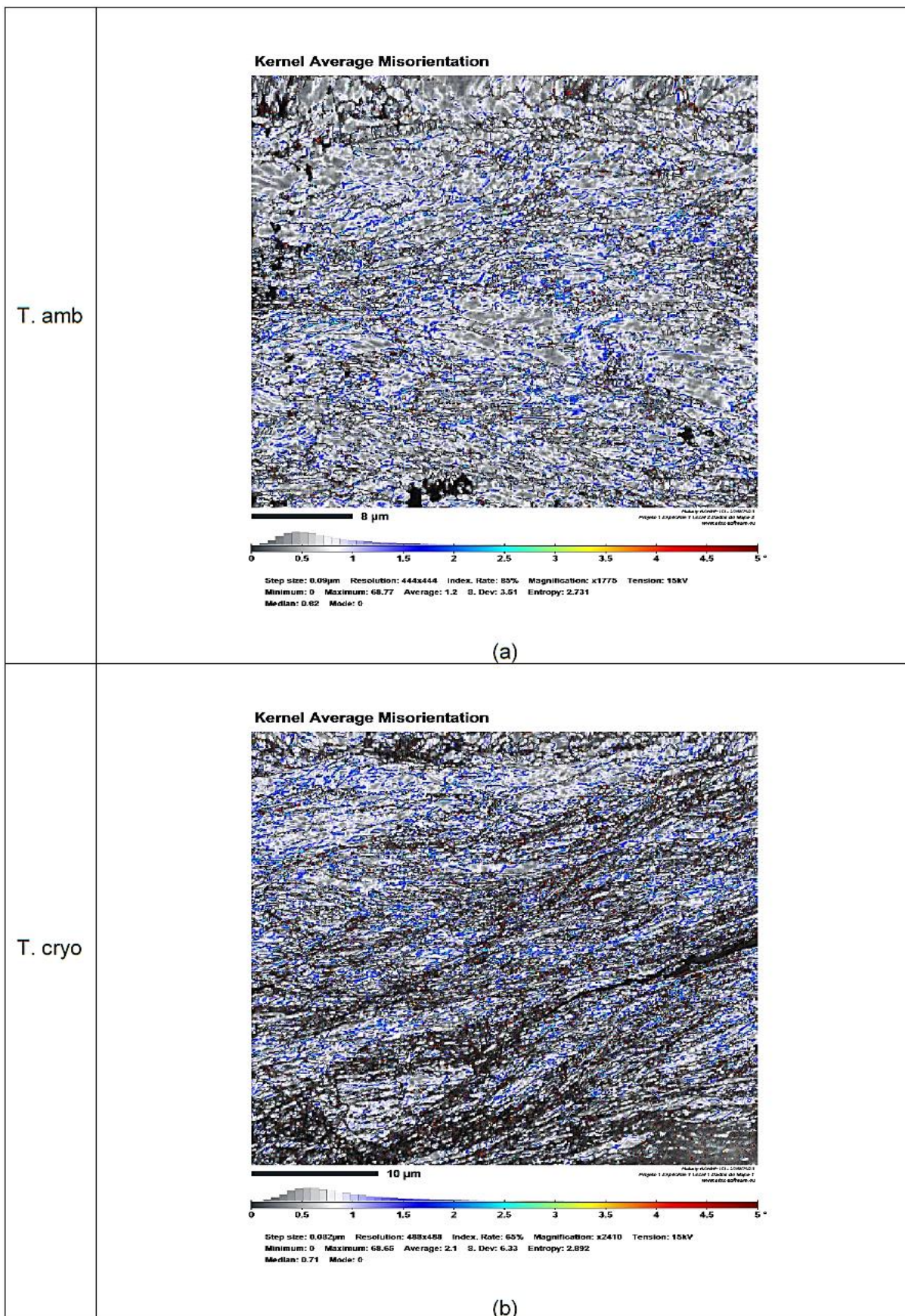
Fonte: A autora.

Figura 76 – Figuras de polo inverso das amostras de aço inoxidável AISI 304 submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



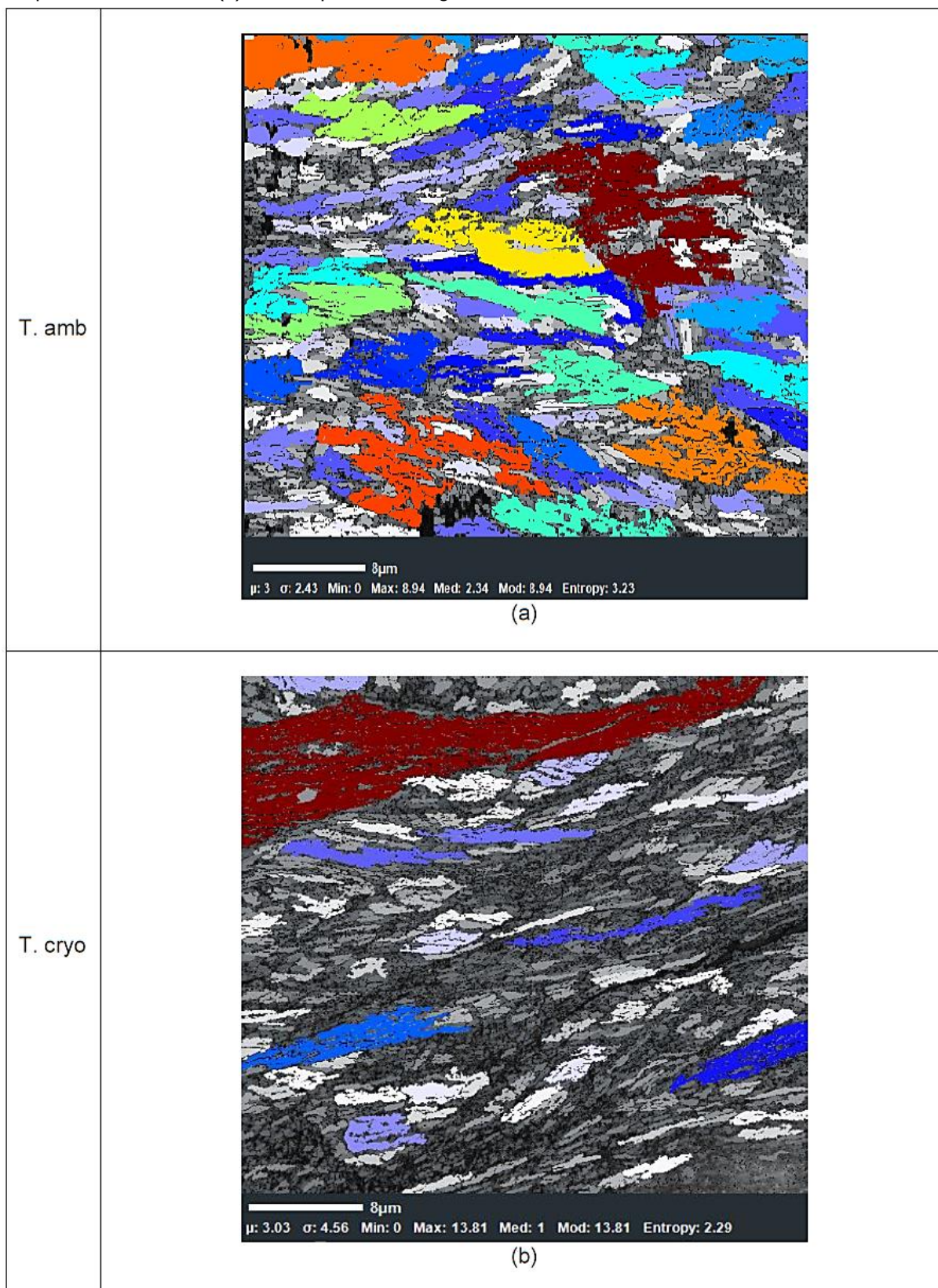
Fonte: A autora.

Figura 77 – Mapa de distribuição média de Kernel (KAM) das amostras de aço inoxidável AISI 304 submetidas ao ensaio de embutimento: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



Fonte: A autora.

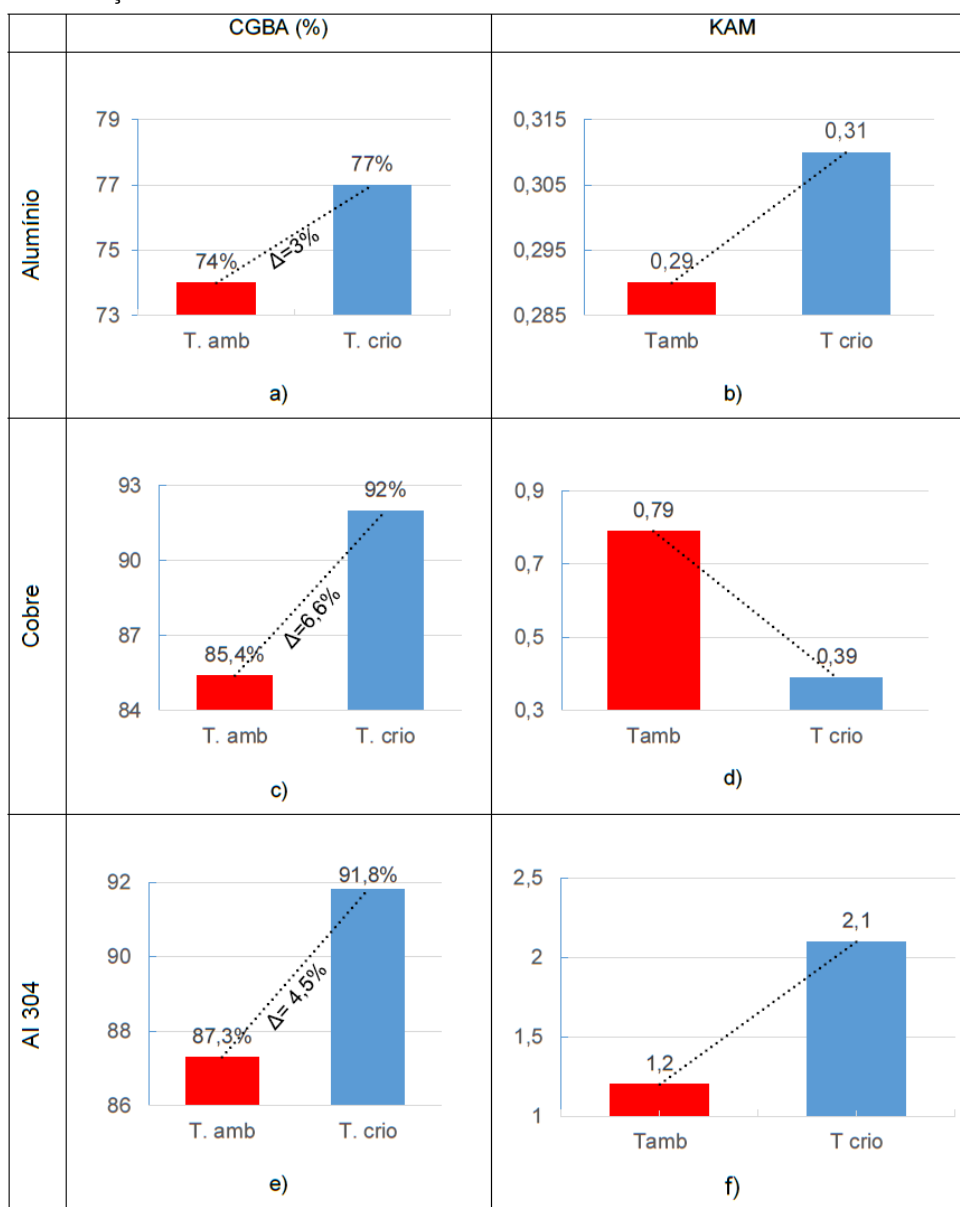
Figura 78 – Tamanho de grão dos corpos de prova de aço inoxidável AISI 304 embutidos: (a) Em temperatura ambiente; (b) Em temperatura criogênica.



Fonte: A autora.

Um comparativo entre os resultados de EBSD dos materiais estudados nas temperaturas ambiente e criogênica é observado no quadro 4, onde pode-se notar que houve um aumento de 3%, 6,6% e 4,5% nos valores de CGBA de alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304, respectivamente.

Quadro 4 – Percentuais comparativos na variação de CGBA e KAM para o alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304.



Fonte: A autora.

5.2 ENSAIOS DE ANISOTROPIA

Foram feitos os cálculos dos índices de anisotropia nos corpos de prova rompidos que inicialmente teriam a função de testar os diferentes materiais para

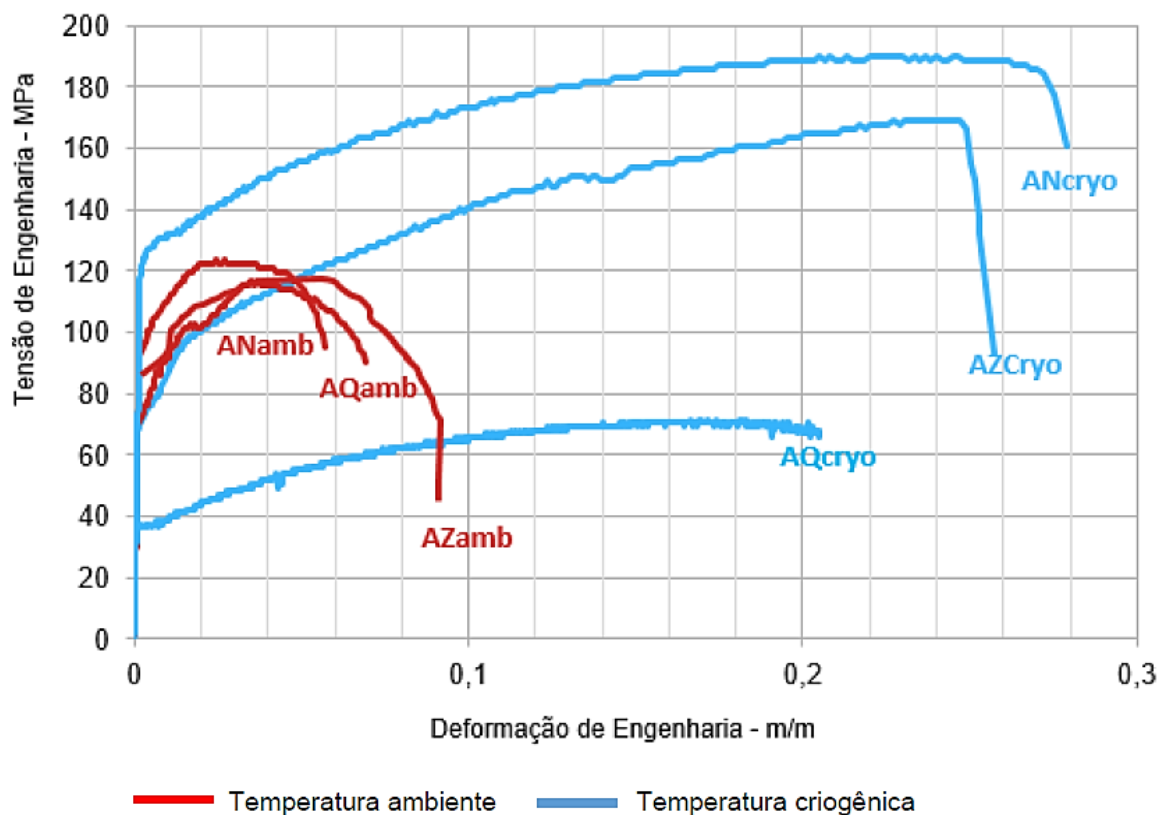
caracterizá-los em quais cargas deveriam ser submetidos especificamente para análise de anisotropia, ressaltando que pela norma os ensaios de anisotropia devem ser feitos entre o fim do limite elástico e fim do limite plástico.

O procedimento para se medir espessura e largura após os ensaios deve ser com os corpos de prova ainda posicionados na máquina universal de ensaios, porém sem aplicação de carga. Mas esta leitura não foi possível ser realizada, pois a máquina de ensaios após o término do ensaio estava apresentando um solavanco no sentido oposto ao do ensaio, levando a um aumento na espessura do corpo de prova apresentando um efeito deletério ao procedimento para análise de anisotropia, então as medidas foram feitas após a retirada dos cps da máquina. Procedimento este corroborado também quando eram feitos os ensaios em temperatura criogênica nos quais não seria possível fazer as medidas dos cps em virtude de estes estarem no interior do aparato, então as leituras só eram possíveis quando retirados os cps do aparato criogênico.

5.2.1 Ensaios de Anisotropia do Alumínio

Na figura 79 podem ser vistos os resultados médios dos ensaios de anisotropia para corpos de prova de alumínio extraídos à zero grau do sentido de laminação em temperatura ambiente (AZ ambiente) e em temperatura criogênica (AZ criogênico), o ensaio de anisotropia para corpos de prova de alumínio extraídos à quarenta e cinco graus do sentido de laminação em temperatura ambiente (AQ ambiente) e em temperatura criogênica (AQ criogênico) e os resultados de ensaio de anisotropia para corpos de prova de alumínio extraídos à noventa graus do sentido de laminação ensaiados à temperatura ambiente (AN amb) e temperatura criogênica (AN crio).

Figura 79 – Ensaio de anisotropia para corpos de prova de alumínio extraídos à 0°(AZ), 45°(AQ) e 90°(AN) em relação ao sentido de laminação em temperatura ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

Nos ensaios de tração para a análise de anisotropia, conforme ilustrado na figura 79, observa-se que a tensão máxima foi geralmente maior na condição criogênica em quase todos os testes. A única exceção foram os ensaios dos corpos de prova AQ, que apresentaram uma tensão máxima inferior à dos mesmos corpos de prova em temperatura ambiente.

Os resultados das medidas de espessura e largura dos cps de tração de alumínio para os cálculos do coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\overline{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperaturas ambiente e criogênica, nas condições de não rompidos e rompidos estão compilados nas tabelas 14 e 15 respectivamente e diagramados na figura 80, a fim de facilitar a visualização, interpretação e discussão dos dados que será feita na sequência.

Tabela 14 – Resultados dos coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperatura ambiente nas condições de não rompido e rompido do alumínio.

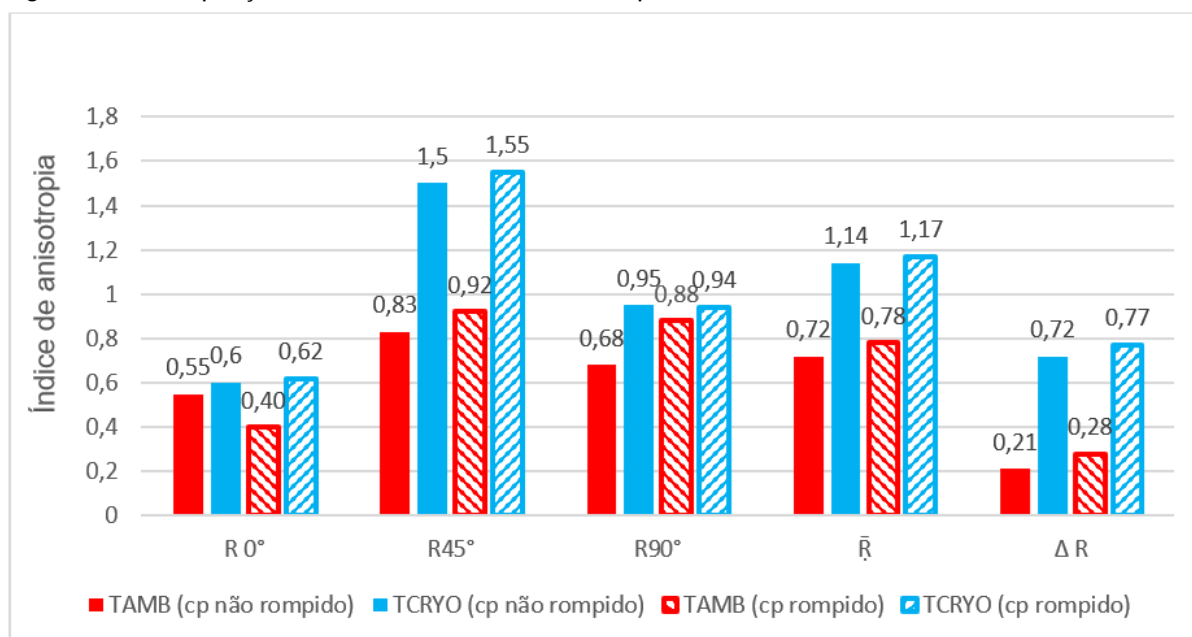
Direção de laminação	r = cp rompido nr = cp não rompido	CP	t ₀ (mm)	t _f (mm)	W ₀ (mm)	W _f (mm)	Et=ln(t _f /t ₀)	Ew=ln(w _f /w ₀)	R = Ew/Et (coef. De anis normal Lankford)	média do valor de R	$\bar{R}$ coef. de anis. medio (r)	$\bar{R}$ coef. de anis. medio (nr)	ΔR coef. de anis. PLANAR (r)	ΔR coef. de anis. PLANAR (nr)
0°	r	AZ1	0,50	0,45	4,51	4,31	-0,11	-0,05	0,43	0,40	0,78	0,72	-0,28	-0,21
	r	AZ5	0,50	0,44	4,49	4,28	-0,13	-0,05	0,37					
	nr	AZ2	0,50	0,49	4,49	4,44	-0,02	-0,01	0,55	0,55				
	nr	AZ3	0,50	0,48	4,54	4,44	-0,04	-0,02	0,55					
	nr	AZ4	0,50	0,49	4,50	4,45	-0,02	-0,01	0,55					
45°	r	AQ1	0,50	0,44	4,43	3,92	-0,13	-0,12	0,96	0,92				
	r	AQ4	0,50	0,48	4,49	4,33	-0,04	-0,04	0,89					
	nr	AQ2	0,50	0,49	4,31	4,24	-0,02	-0,02	0,81	0,83				
	nr	AQ3	0,50	0,48	4,42	4,27	-0,04	-0,03	0,85					
90°	nr	AN2	0,50	0,49	4,52	4,44	-0,02	-0,02	0,88	0,88				
	nr	AN3	0,50	0,49	4,59	4,51	-0,02	-0,02	0,87					
	r	AN1	0,50	0,46	4,49	4,24	-0,08	-0,06	0,69	0,68				
	r	AN4	0,50	0,46	4,55	4,30	-0,08	-0,06	0,68					

Fonte: A autora.

Tabela 15 – Resultados dos coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperatura criogênica nas condições de não rompido e rompido do alumínio.

Direção de laminação	r = cp rompido nr = cp não rompido	CP	t ₀ (mm)	t _f (mm)	W ₀ (mm)	W _f (mm)	Et=ln (t _f /t ₀)	Ew=ln(w _f /w ₀)	R = Ew/Et (coef. De anis normal Lankford)	média do valor de R	$\bar{R}$ coef. de anis. medio (r)	$\bar{R}$ coef. de anis. medio (nr)	ΔR coef. de anis. PLANAR (r)	ΔR coef. de anis. PLANAR (nr)
0°	r	AZ6	0,50	0,43	4,42	3,98	-0,15	-0,10	0,70	0,62	1,17	1,15	-0,77	-0,75
	r	AZ8	0,50	0,44	4,41	4,11	-0,13	-0,07	0,55					
	nr	AZ9	0,50	0,44	5,25	4,86	-0,13	-0,08	0,60	0,60				
45°	r	AQ6	0,50	0,43	4,41	3,42	-0,15	-0,25	1,69	1,55				
	r	AQ9	0,50	0,42	5,20	3,96	-0,17	-0,27	1,56					
	r	AQ13	0,51	0,42	5,19	3,95	-0,19	-0,27	1,41	1,53				
	nr	AQ15	0,51	0,42	5,20	4,06	-0,19	-0,25	1,27					
	nr	AQ10	0,5	0,47	5,18	4,68	-0,06	-0,10	1,64					
	nr	AQ14	0,51	0,46	5,18	4,36	-0,10	-0,17	1,67					
90°	r	AN5	0,51	0,42	4,55	3,79	-0,19	-0,18	0,94	0,94				
	r	AN6	0,51	0,43	4,55	3,86	-0,17	-0,16	0,96					
	r	AN7	0,50	0,42	4,64	3,95	-0,17	-0,16	0,92	0,95				
	nr	AN9	0,51	0,43	5,34	4,54	-0,17	-0,16	0,95					

Fonte: A autora.

Figura 80 – Compilação dos resultados de R , $\bar{R}$ e ΔR para o alumínio.

Fonte: A autora.

Analisando os valores das tabelas 14 e 15 e da figura 80 pode-se notar algumas características:

a) Entre os corpos de prova não rompidos percebe-se que os coeficientes de anisotropia normal (coeficiente de Lankford) apresentam valores percentualmente maiores para temperatura criogênica do que em temperatura ambiente nos diferentes ângulos em relação à direção de laminação. Estes percentuais podem ser vistos na tabela 16.

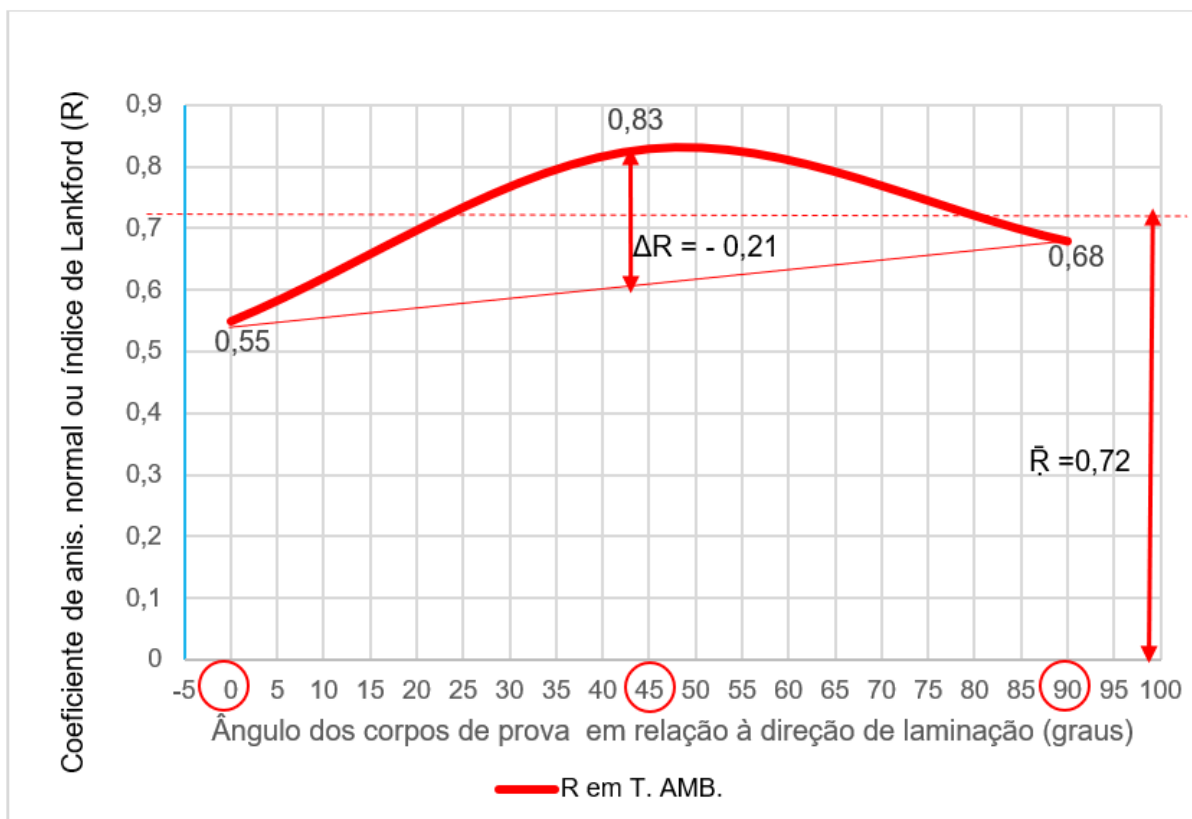
Tabela 16 – Incremento nos coeficientes de anisotropia normal em temperatura criogênica comparativamente aos resultados obtidos por Huang et al. [20].

Ângulo dos corpos de prova	Coeficiente de Lankford em T. Amb. (R. T.Amb)	Coeficiente de Lankford em T. Crio (R. T. Crio)	Aumento percentual do coeficiente de Lankford em temp. criogênica	*Coeficiente Lankford em T. Amb. (R. T.Amb)	*Coeficiente Lankford em T. Crio (R. T. Crio)
0°	0,55	0,60	8,33%	0,57	0,61
45°	0,83	1,5	44%	0,9	0,92
90°	0,68	0,95	28,5%	0,8	0,96

Fonte: A autora.

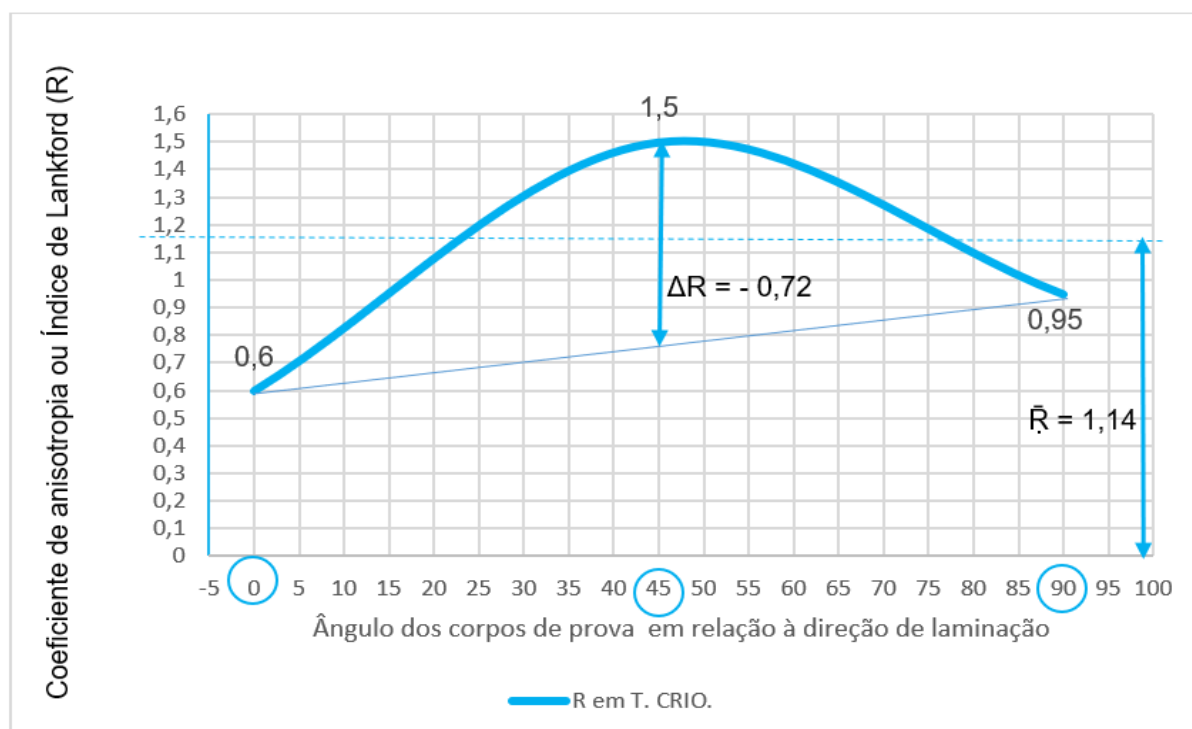
- b) Os resultados dos coeficientes de Lankford, tanto em temperatura ambiente quanto criogênica, quando analisados comparativamente ao trabalho de Huang et al. [20], o qual também faz investigações de anisotropia em temperaturas ambiente e criogênica utilizando em seus experimentos uma liga de alumínio (2A14-O) e não o alumínio puro como este trabalho, apresentam resultados muito parecidos, com exceção ao ângulo de 45° que nos experimentos deste trabalho demonstraram um incremento relativamente alto, mas mesmo assim nota-se uma coerência procedimental dos experimentos feitos; e podem ser vistos comparativamente nas duas últimas colunas da tabela 16. Via de regra, do ponto de vista mecânico, é interessante que os coeficientes de Lankford apresentem este aumento, pois são indícios que o material apresenta uma menor mudança ao longo da espessura de uma peça quando esta é solicitada à esforços de tração por exemplo quando submetidas a processos de conformação, ou seja, o material apresenta uma resistência maior ao afinamento.
- c) Pode-se notar também pela figura 80 que o valor do coeficiente médio de anisotropia plástica ($\bar{R}$) dos corpos de prova criogênicos (1,14) é maior quando comparado à temperatura ambiente (0,72) que, conceitualmente afirma-se os valores de $\bar{R} > 1$ serem materiais excelentes para estampagem [32].
- d) Verifica-se também pela figura 80 que o valor do coeficiente de anisotropia planar (ΔR) é menor para a condição em temperatura ambiente (0,21), diagramado na figura 81, e maior na condição criogênica (traduzindo que a anisotropia é mais significativa em temperaturas criogênicas (0,72), diagramado na figura 82, traduzindo que a anisotropia é mais significativa em temperatura criogênica e influencia negativamente a conformabilidade do metal em questão. Esta variação do ΔR deve-se provavelmente a variação muito grande entre os coeficientes de anisotropia (R) nos diferentes ângulos nas temperaturas criogênicas, em especial ao ângulo de 45° que apresentou uma variação bastante elevada em relação aos demais ângulos.

Figura 81 – Coeficiente de anisotropia planar (ΔR) dos cps não rompidos de alumínio em temperatura ambiente.



Fonte: A autora.

Figura 82 – Coeficiente de anisotropia planar (ΔR) dos cps não rompidos de alumínio em temperatura criogênica.



Fonte: A autora.

e) Ainda com relação às tabelas 14 e 15 nota-se que os valores ΔR são negativos e de acordo com Hosford e Caddell [30], quando $\Delta R < 0$ há uma tendência de se formar orelhamento à 45° nas chapas durante o processo de embutimento correspondentes às variações de ΔR que podem ser visualizado nas figuras 81 e 82.

Para valores de anisotropia planar (ΔR) diferentes de 0 o material possui tendência de formar orelhas no processo de estampagem profunda, orelhas estas que são originadas pelo comportamento diferente do material em direções diferentes.

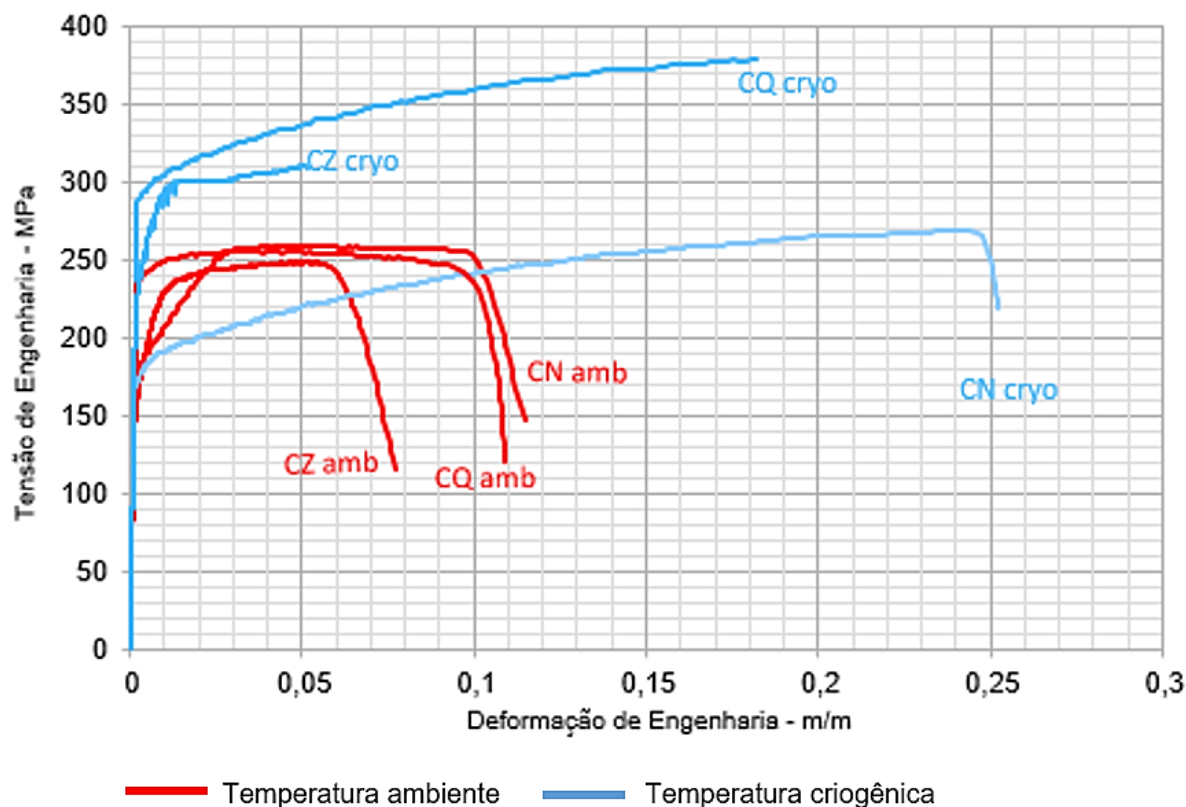
A resistência aprimorada do alumínio em temperaturas criogênicas é provavelmente devida à interação entre uma alta densidade de discordâncias. Quando o alumínio é deformado plasticamente em temperaturas criogênicas, ocorre um acúmulo significativo de discordâncias devido à supressão de uma resposta dinâmica. Essa alta densidade de discordâncias está positivamente correlacionada com a força da liga. Uma alta densidade de discordâncias leva a uma maior frequência de interseção entre elas, resultando na formação de barreiras que promovem um emaranhamento e reduzem a mobilidade das discordâncias. Isso, por sua vez, melhora a resistência à deformação plástica do alumínio em temperaturas criogênicas.

Em resumo, a resistência aprimorada do alumínio nessas temperaturas é devido à maior densidade de discordâncias resultante da deformação plástica, o que leva à formação de barreiras e ao emaranhamento das discordâncias, reduzindo sua mobilidade e, conseqüentemente, melhorando a resistência do material à deformação plástica em temperaturas criogênicas.

5.2.2 Ensaios de Anisotropia do Cobre

Na figura 83 pode-se ver os resultados dos ensaios de anisotropia em temperatura ambiente e criogênica para corpos de prova de extraídos à 0°(CZ), 45°(CQ) e 90°(CN) do sentido de laminação da chapa de cobre comercial.

Figura 83 – Ensaio de anisotropia para corpos de prova de cobre extraídos à 0°(CZ), 45°(CQ) e 90°(CN) em relação ao sentido de laminação em temperatura ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

Nos ensaios de tração para a análise de anisotropia vistos das figuras 83 pode-se notar que houve uma influência da temperatura criogênica nos resultados em termos de tensão máxima atingida para todos os ensaios.

Os resultados das medidas de espessura e largura dos cps de tração de cobre para os cálculos do coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperaturas ambiente e criogênica nas condições de não rompidos e rompidos estão compilados nas tabelas 17 e 18 e diagramados na figura 84 a fim de facilitar a visualização, interpretação e discussão dos dados que será feita na sequência.

Tabela 17 – Medidas de espessura e largura dos cps de tração de cobre para os cálculos do coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperatura ambiente.

Direção de laminação	r = cp rompido nr = cp não rompido	CP	t ₀ (mm)	t _f (mm)	W ₀ (mm)	W _f (mm)	Et= ln(t _f /t ₀)	Ew= ln(w _f /w ₀)	R = Ew/Et (coef. anis. normal Lankford)	média dos valores de R	$\bar{R}$ coef. de anis. médio (r)	$\bar{R}$ coef. de anis. médio (nr)	ΔR coef. de anis. PLANAR (r)	ΔR coef. de anis. PLANAR (nr)	
0°	r	CZ2	0,49	0,43	4,74	4,38	-0,13	-0,08	0,60	0,62	0,59	0,60	-0,11	-0,10	
	r	CZ3	0,49	0,43	4,59	4,21	-0,13	-0,09	0,66						
	r	CZ6	0,50	0,47	4,6	4,42	-0,06	-0,04	0,65						
	r	CZ5	0,50	0,44	4,5	4,18	-0,13	-0,07	0,58						
	nr	CZ1	0,50	0,49	4,55	4,5	-0,02	-0,01	0,55	0,58					
	nr	CZ4	0,50	0,49	4,69	4,64	-0,02	-0,01	0,53						
	nr	CZ7	0,49	0,48	4,57	4,52	-0,02	-0,01	0,53						
	nr	CZ8	0,49	0,46	4,69	4,49	-0,06	-0,04	0,69						
45°	r	CQ2	0,50	0,43	4,52	4,08	-0,16	-0,10	0,64	0,65					
	r	CQ5	0,50	0,39	4,63	3,91	-0,26	-0,17	0,65	0,66					
	nr	CQ1	0,50	0,49	4,54	4,48	-0,02	-0,01	0,66						
	nr	CQ3	0,50	0,46	4,59	4,34	-0,08	-0,06	0,67						
	nr	CQ4	0,50	0,49	4,69	4,63	-0,02	-0,01	0,64						
90°	r	CN1	0,50	0,43	4,55	4,24	-0,15	-0,07	0,47	0,45					
	r	CN6	0,50	0,43	4,78	4,48	-0,15	-0,06	0,43	0,53					
	nr	CN2	0,50	0,49	4,78	4,73	-0,02	-0,01	0,52						
	nr	CN4	0,50	0,49	4,67	4,62	-0,02	-0,01	0,53						
	nr	CN5	0,50	0,49	4,65	4,6	-0,02	-0,01	0,54						

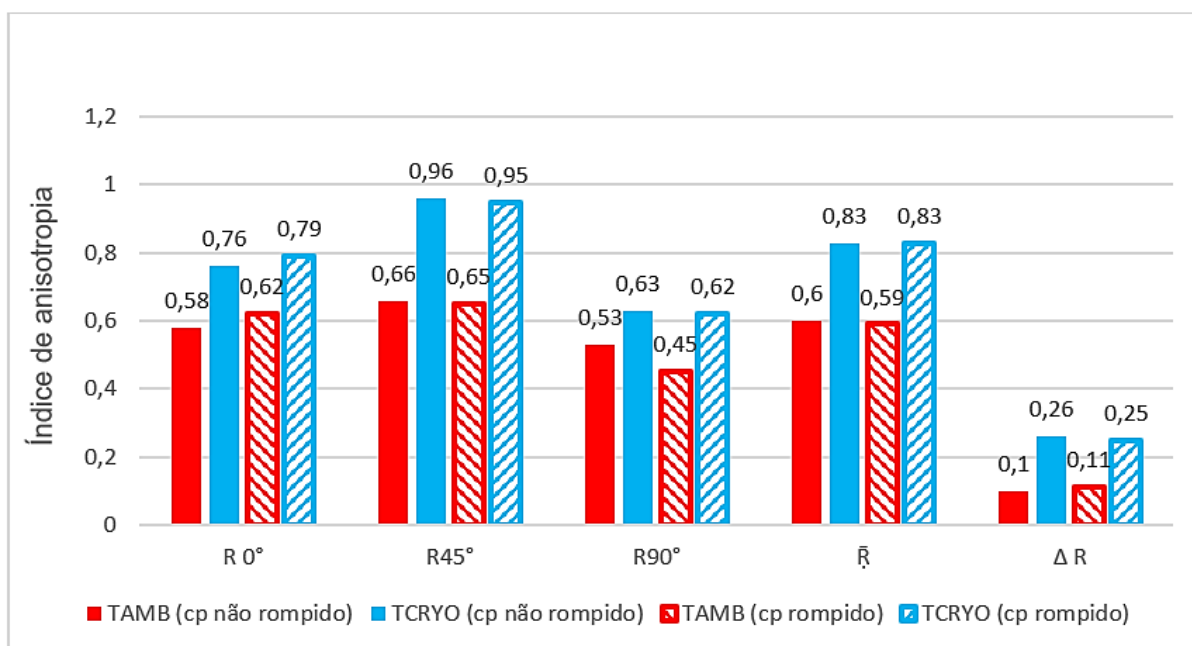
Fonte: A autora.

Tabela 18 – Medidas de espessura e largura dos cps de tração de cobre para os cálculos do coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperatura criogênica.

Direção de laminação	r = cp rompido nr = cp não rompido	CP	t ₀ (mm)	t _f (mm)	W ₀ (mm)	W _f (mm)	Et= ln(t _f /t ₀)	Ew=ln(w _f /w ₀)	R = Ew/Et (coef. de anis. Lankford)	média dos valores de R	$\bar{R}$ coef. de anis. médio (r)	$\bar{R}$ coef. de anis. médio (nr)	ΔR coef. de anis. PLANAR (r)	ΔR coef. de anis. PLANAR (nr)
0°	r	CZ9	0,49	0,43	5,21	4,73	-0,13	-0,10	0,74	0,79	0,83	0,83	-0,25	-0,26
	r	CZ10	0,49	0,42	5,23	4,6	-0,15	-0,13	0,83					
	nr	CZ11	0,49	0,43	5,2	4,71	-0,13	-0,10	0,76	0,76				
	nr	CZ12	0,49	0,43	5,24	4,74	-0,13	-0,10	0,77					
45°	r	CQ8	0,5	0,42	4,65	3,94	-0,17	-0,17	0,95	0,95				
	r	CQ9	0,5	0,42	5,1	4,32	-0,17	-0,17	0,95					
	nr	CQ7	0,5	0,44	4,58	4,05	-0,13	-0,12	0,96	0,96				
	nr	CQ10	0,49	0,43	4,57	4,03	-0,13	-0,13	0,96					
90°	r	CN7	0,5	0,4	4,72	4,09	-0,22	-0,14	0,64	0,62				
	r	CN8	0,5	0,42	4,76	4,29	-0,17	-0,10	0,60					
	nr	CN9	0,5	0,42	5,25	4,69	-0,17	-0,11	0,65	0,63				
	nr	CN10	0,5	0,41	5,25	4,64	-0,20	-0,12	0,62					

Fonte: A autora.

Figura 84 – Compilação dos resultados de R , $\bar{R}$ e ΔR para o cobre.



Fonte: A autora.

Analisando os valores das tabelas 17 e 18 e figura 84 notam-se algumas características:

- Na tabela 17 e figura 84 pode-se notar que, comparativamente, os valores médios do coeficiente de Lankford em temperatura ambiente para o ângulo de 0° entre cps rompidos (0,62) e não rompidos (0,58) há uma variação de 6,45%. Para o ângulo de 45° entre cps rompidos (0,65) e não rompidos (0,66) há uma variação de 1,5%, e, finalizando com o ângulo de 90° entre cps rompidos (0,45) e não rompidos (0,53) há uma variação de 15%;
- A tabela 18 e figura 84 apresentam comparativamente os valores médios do coeficiente de Lankford em temperatura criogênica para o ângulo de 0° entre cps rompidos (0,79) e não rompidos (0,76) há uma variação de 3,8%. Para o ângulo de 45° entre cps rompidos (0,95) e não rompidos (0,96) há uma variação de 1,0%, e, finalizando com o ângulo de 90° entre cps rompidos (0,62) e não rompidos (0,63) há uma variação de 1,6%;
- Nota-se nos dados da figura 84 que todos os valores do coeficiente de anisotropia de Lankford (R) são mais altos na condição criogênica relativamente à condição ambiente;
- Com relação ao coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) chegou-se a um incremento de 27,7% para os corpos de prova não rompidos na condição criogênica

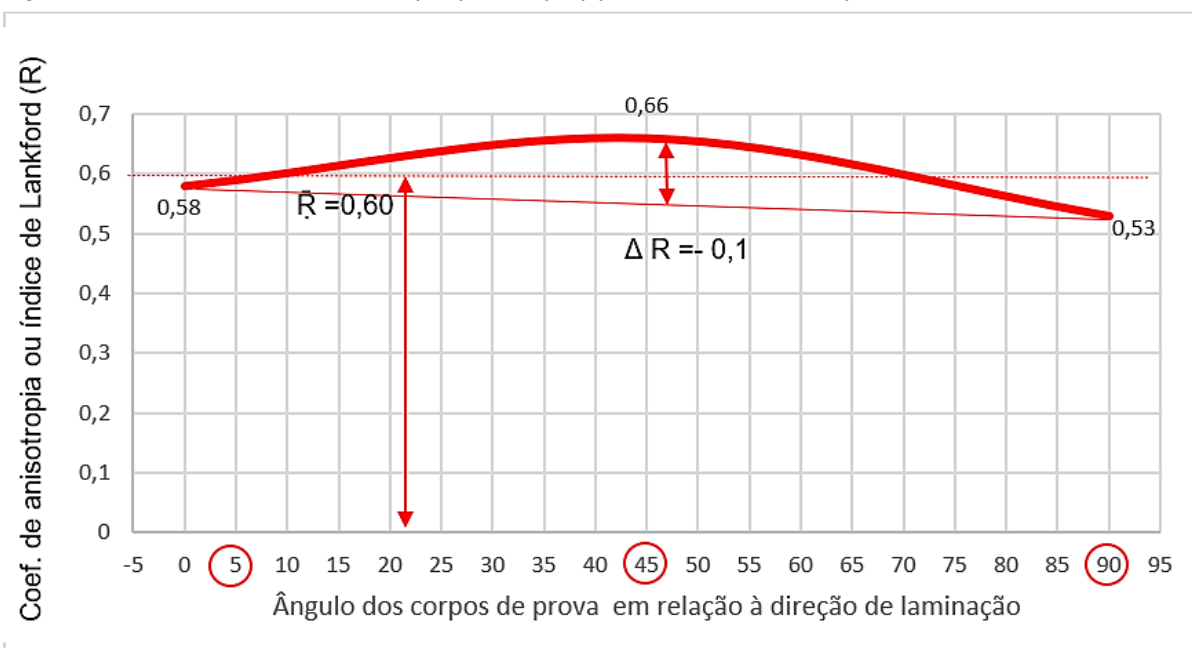
(0,83), comparativamente aos corpos de prova não rompidos, porém ensaiados em temperatura ambiente (0,60). Um incremento no valor de ($\bar{R}$) também se apresentou para os corpos de prova rompidos na condição criogênica (0,83) na faixa 28,9%, quando comparados aos corpos de prova igualmente rompidos, porém ensaiados em temperatura ambiente (0,59). Pode-se então deduzir uma tendência de elevação nos valores de ($\bar{R}$) na condição criogênica para o cobre;

e) Observando a figura 84 nota-se que existe uma tendência a não haver variação nos valores de ($\bar{R}$) quando comparados os corpos de prova rompidos e não rompidos na condição criogênica, pois ambos apresentaram valor igual a 0,83. Entre os valores de ($\bar{R}$) em temperatura ambiente para os corpos de prova rompidos (0,59) e não rompidos (0,60) há uma variação de 1,67%;

f) Calculou-se um aumento de 61,5% no coeficiente de anisotropia planar (ΔR) na condição criogênica seja para corpos de prova rompidos e 48% para os não rompidos;

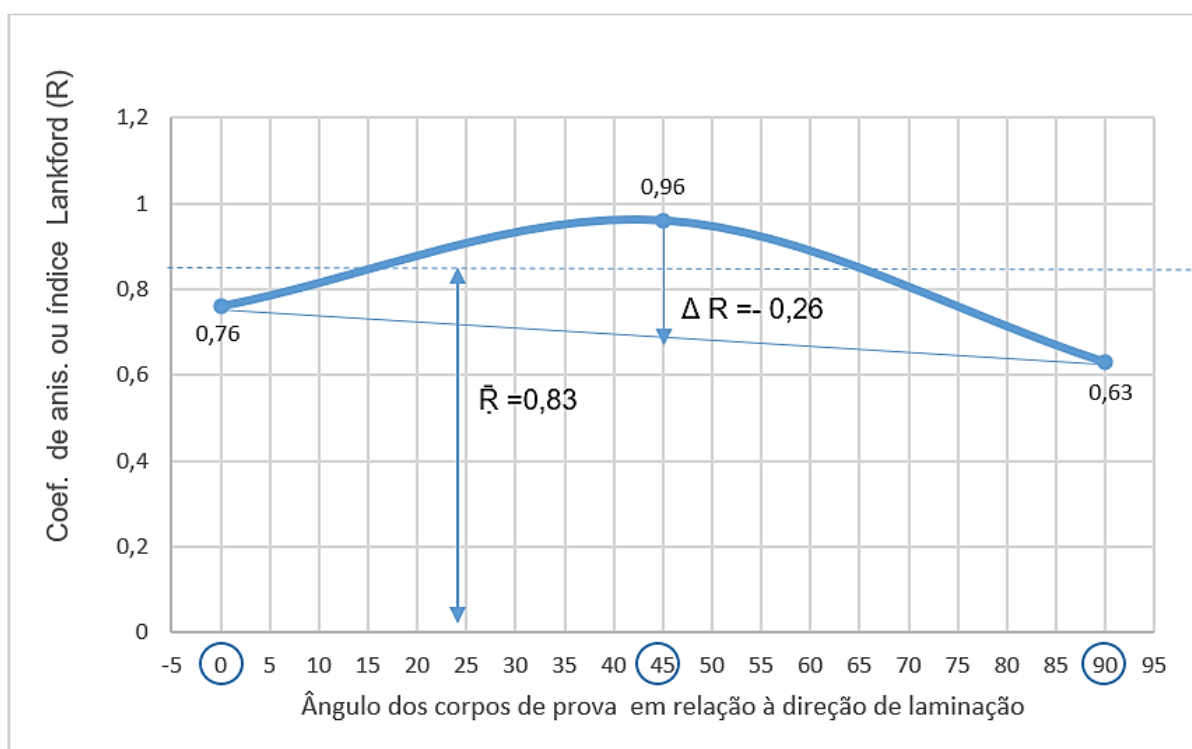
g) Valores altos de coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) são indicados para materiais que sejam submetidos a processos de estampagem e na condição criogênica do cobre notou-se esta elevação de ($\bar{R}$), porém para o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) é interessante que tenda a zero para que não haja ocorrência de díspares estiramentos nos diferentes ângulos em relação à direção de laminação e os cálculos do (ΔR) que em temperatura ambiente foi de -0,10 e passou para -0,26 em temperatura criogênica, mostrados nas tabelas 17 e 18 respectivamente e diagramados estes valores nas figuras 85 e 86 o valor ampliou-se em 61,5% como já citado anteriormente o que pode levar a defeitos durante a fabricação como o orelhamento a 45° pois o coeficiente de anisotropia planar apresenta valor negativo.

Figura 85 – Coeficiente de anisotropia planar (ΔR) para o cobre em temperatura ambiente.



Fonte: A autora.

Figura 86 – Coeficiente de anisotropia planar (ΔR) para o cobre em temperatura criogênica.

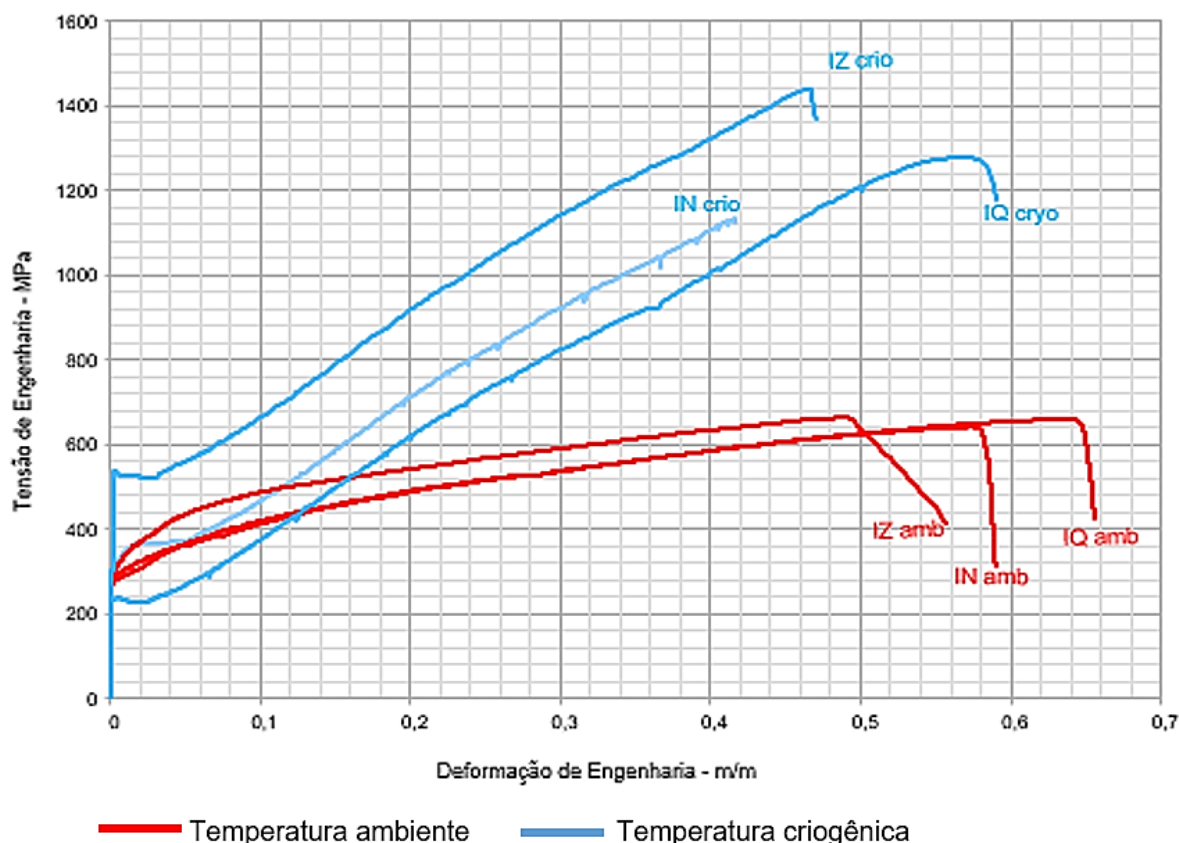


Fonte: A autora.

5.2.3 Ensaios de Anisotropia do Aço Inoxidável AISI 304

Na figura 87, pode-se ver os resultados dos ensaios de anisotropia em temperatura ambiente e criogênica para corpos de prova de extraídos à 0°(IZ), 45°(IQ) e 90°(IN) do sentido de laminação da chapa de aço inoxidável 304 comercial.

Figura 87 – Ensaios de anisotropia em temperatura ambiente e criogênica para corpos de prova de aço inoxidável AISI 304 extraídos à 0°(IZ), 45°(IQ) e 90°(IN) do sentido de laminação.



Fonte: A autora.

Nos ensaios de tração para a análise de anisotropia vistos na figura 87 observa-se que nas diferentes direções de laminação (0°, 45° e 90°) houve, à temperatura ambiente, uma tendência de tensão máxima de 1400 MPa para todos os corpos de prova que foram testados até sua ruptura, e, comparativamente em temperatura criogênica pode-se notar que em todas as direções de laminação houve um incremento na força em torno de 56% à 0°, 52,7% à 45° e 48% para 90° até se alcançar a ruptura dos corpos de prova.

Os resultados das medidas de espessura e largura dos cps de tração do aço inoxidável AISI 304 para os cálculos do coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de

anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperaturas ambiente e criogênica nas condições de não rompidos e rompidos estão compilados nas tabelas 19 e 20 e diagramados na figura 88, a partir dos quais serão feitas as análises.

Tabela 19 – Medidas de espessura e largura dos cps de tração do aço inoxidável AISI 304 para os cálculos do coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperatura ambiente.

Direção de laminação	r = cp rompido nr = cp não rompido	CP	t ₀ (mm)	t _f (mm)	W ₀ (mm)	W _f (mm)	Et=ln(t _f /t ₀)	Ew=ln(w _f /w ₀)	R = Ew/Et (coef. de anis normal Lankford)	média dos valores de R	Variação de R entre cps rompidos e não rompidos	$\bar{R}$ coef. de anis. medio (r)	$\bar{R}$ coef. de anis. medio (nr)	ΔR coef. de anis. PLANAR (r)	ΔR coef. de anis. PLANAR (nr)									
0°	r	IZ3	0,48	0,39	4,58	3,6	-0,21	-0,24	1,16	1,16	29,3%	1,08	0,82	-0,19	-0,01									
	nr	IZ1	0,48	0,47	4,65	4,57	-0,02	-0,02	0,82	0,82														
	nr	IZ2	0,48	0,41	4,55	3,94	-0,16	-0,14	0,91															
	nr	IZ4	0,48	0,47	4,51	4,44	-0,02	-0,02	0,74															
	nr	IZ5	0,48	0,47	4,79	4,71	-0,02	-0,02	0,80															
45°	r	IQ2	0,49	0,38	4,63	3,56	-0,26	-0,26	0,99	1,17	30,0%													
	r	IQ3	0,48	0,39	4,61	3,48	-0,21	-0,28	1,35	0,82														
	nr	IQ1	0,48	0,47	4,66	4,58	-0,02	-0,02	0,82															
	nr	IQ4	0,48	0,47	4,65	4,57	-0,02	-0,02	0,82															
90°	r	IN2	0,48	0,37	4,72	3,76	-0,26	-0,23	0,87	0,80	2,4%													
	r	IN4	0,48	0,37	4,71	3,89	-0,26	-0,19	0,73	0,82														
	nr	IN1	0,48	0,47	4,73	4,65	-0,02	-0,02	0,81															
	nr	IN3	0,48	0,47	4,67	4,59	-0,02	-0,02	0,82															

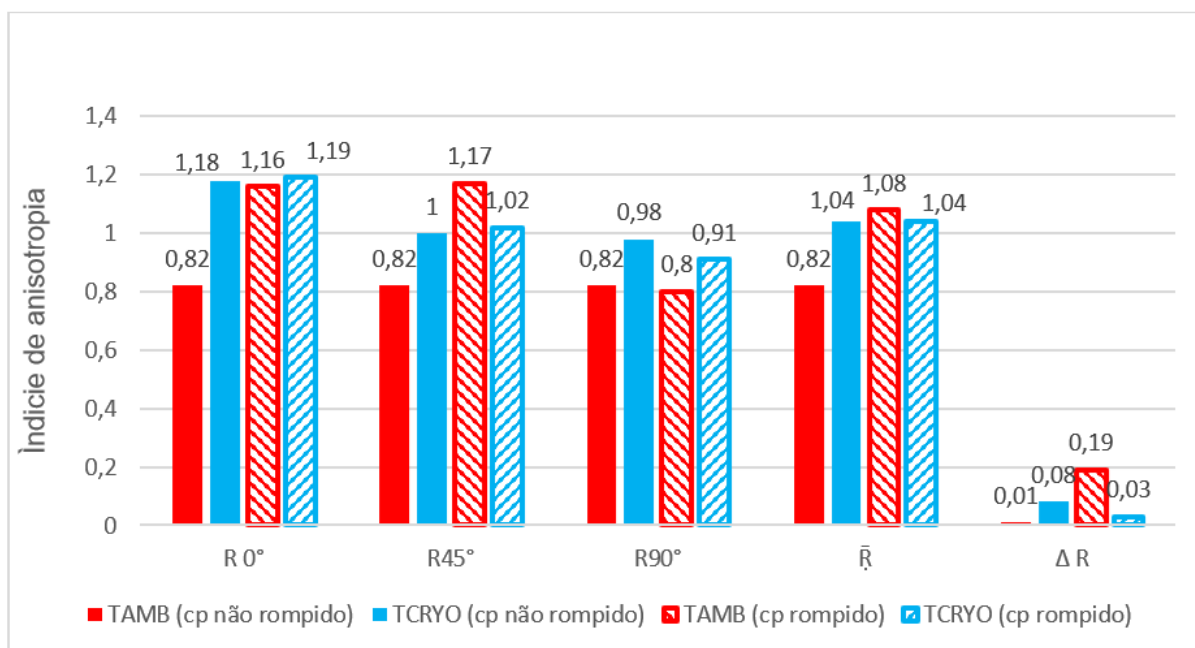
Fonte: A autora.

Tabela 20 – Medidas de espessura e largura dos cps de tração do aço inoxidável AISI 304 para os cálculos do coeficiente de anisotropia (R), coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) em temperatura criogênica.

Direção de laminação	r = cp rompido nr = cp não rompido	CP	t ₀ (mm)	t _f (mm)	W ₀ (mm)	W _f (mm)	Et=ln(t _f /t ₀)	Ew=ln(w _f /w ₀)	R = Ew/Et (coef. De anis normal Lankford)	média dos valores de R	Variação de R entre cps rompidos e não rompidos	$\bar{R}$ coef. de anis. medio (r)	$\bar{R}$ coef. de anis. medio (nr)	ΔR coef. de anis. PLANAR (r)	ΔR coef. de anis. PLANAR (nr)
0°	r	IZ6	0,48	0,42	4,75	4,05	-0,13	-0,16	1,19	1,19	0,8%	1,04	1,04	0,03	0,08
	nr	IZ7	0,48	0,45	4,70	4,37	-0,06	-0,07	1,13	1,18					
	nr	IZ8	0,48	0,45	4,73	4,37	-0,06	-0,08	1,23						
45°	r	IQ7	0,49	0,40	4,72	3,91	-0,20	-0,19	0,93	1,02	2%				
	r	IQ8	0,49	0,45	4,66	4,24	-0,09	-0,09	1,11	1,00					
	nr	IQ5	0,49	0,45	4,63	4,28	-0,09	-0,08	0,92						
	nr	IQ6	0,49	0,45	4,68	4,27	-0,09	-0,09	1,08						
90°	r	IN7	0,48	0,44	4,66	4,31	-0,09	-0,08	0,90	0,91	7,1%				
	r	IN8	0,49	0,43	4,66	4,13	-0,13	-0,12	0,92	0,98					
	nr	IN5	0,48	0,44	4,64	4,26	-0,09	-0,09	0,98						
	nr	IN6	0,48	0,44	4,65	4,27	-0,09	-0,09	0,98						

Fonte: A autora.

Figura 88 – Compilação dos resultados de R , $\bar{R}$ e ΔR para o aço inoxidável AISI 304.



Fonte: A autora.

Analisando os valores das tabelas 19 e 20 e figura 88 notam-se algumas características a respeito do aço inoxidável AISI 304:

- Na tabela 19 e figura 88 nota-se que, comparativamente, os valores médios do coeficiente de Lankford em temperatura ambiente para o ângulo de 0° entre cps rompidos (1,16) e não rompidos (0,82) há uma variação de 29,3%. Para o ângulo de 45° entre cps rompidos (1,17) e não rompidos (0,82) há uma variação de 29,9%, e, finalizando com o ângulo de 90° entre cps rompidos (0,8) e não rompidos (0,82) há uma variação de 2,44%;
- A tabela 20 e figura 88 apresentam comparativamente os valores médios do coeficiente de Lankford em temperatura criogênica para o ângulo de 0° entre cps rompidos (1,19) e não rompidos (1,18) há uma variação de 0,84%. Para o ângulo de 45° entre cps rompidos (1,02) e não rompidos (1,00) há uma variação de 1,96%, e, finalizando com o ângulo de 90° entre cps rompidos (0,91) e não rompidos (0,98) há uma variação de 7,1%;
- Nota-se nos dados da figura 88 que todos os valores do coeficiente de anisotropia de Lankford (R) são mais altos na condição criogênica relativamente à condição ambiente para corpos de prova não rompidos;
- Com relação ao coeficiente de anisotropia médio ($\bar{R}$) chegou-se a uma redução de 3,7% para os corpos de prova rompidos na condição criogênica quando

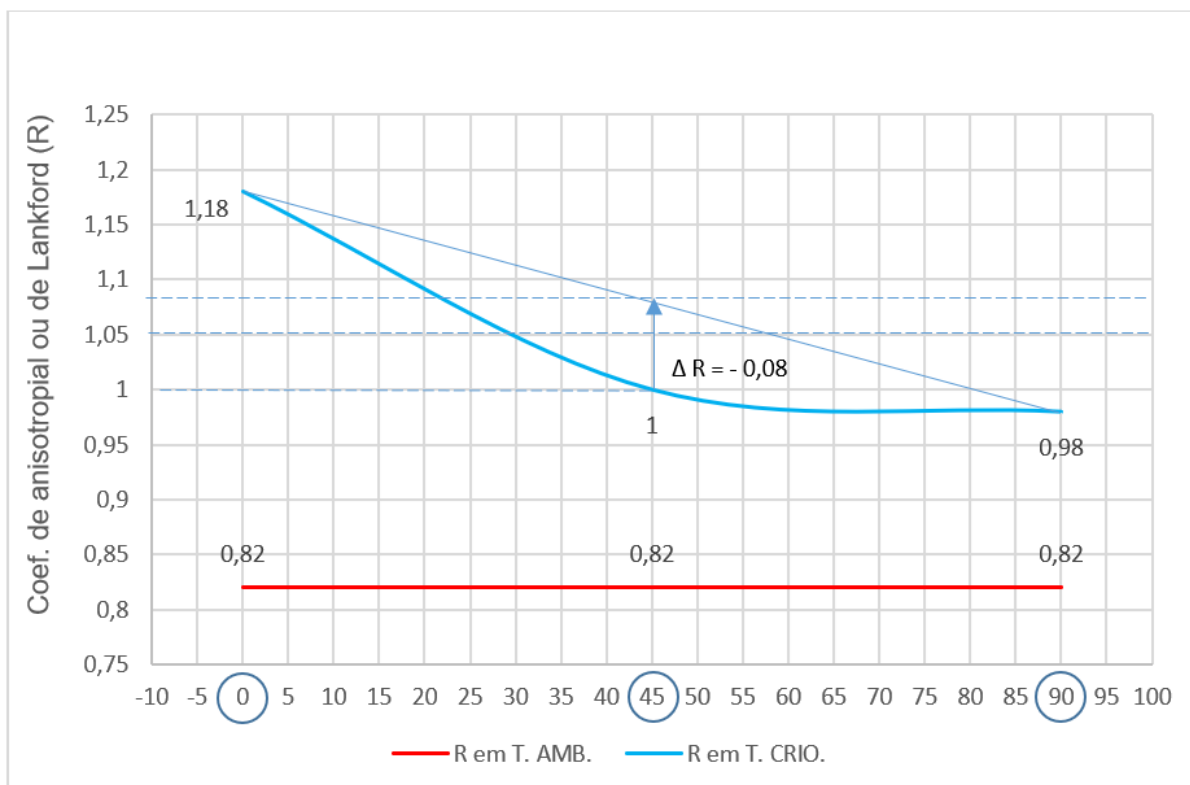
comparados aos corpos de prova igualmente rompidos, porém ensaiados em temperatura ambiente. Por outro lado, houve um incremento no valor de $(\bar{R})$ para os corpos de prova não rompidos na condição criogênica na faixa de 21,5% quando comparados aos corpos de prova igualmente não rompidos, porém ensaiados em temperatura ambiente. Pode-se então deduzir uma tendência de elevação nos valores de $(\bar{R})$ na condição criogênica para o aço inoxidável AISI 304;

e) Calculou-se uma variação de 1% no coeficiente de anisotropia planar (ΔR) na condição criogênica, seja para corpos de prova rompidos ou não rompidos;

f) Valores altos de coeficiente de anisotropia médio $(\bar{R})$ são indicados para materiais que sejam submetidos a processos de estampagem e na condição criogênica do aço inoxidável AISI 304 notou-se esta elevação de 21% quando comparado à temperatura ambiente;

g) Bastante interessante também é o valor do coeficiente de anisotropia planar ser muito próximo a zero tanto para condição ambiente (0,01) quanto criogênica (0,08) mostrados nas tabelas 19 e 20 e diagramados na figura 89. Valores estes muito importantes para o processo de embutimento profundo, pois para o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) encaminhando-se a zero tende a não haver formação de orelhamento durante o processo produtivo, pois são diminutas as disparidades de estiramentos nos diferentes ângulos em relação à direção de laminação. Porém vale ressaltar que o $\Delta R = 0,08$ para o criogênico é um valor 8 vezes maior que em temperatura ambiente, levando a crer que há uma tendência de formar orelhamento em um processamento criogênico.

Figura 89 – Coeficiente de anisotropia planar (ΔR) para o inoxidável 304 em temperaturas ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

5.2.4 Resultados de Propriedades Mecânicas

Os ensaios de tração realizados para o cálculo do índice de anisotropia também fornecem características mecânicas muito importantes como: tensão limite de escoamento, tensão limite de resistência, deformação na ruptura e tenacidade, as quais estão apresentadas na tabela 21.

Tabela 21 – Dados obtidos nos ensaios de tração.

Material	Condição	Tensão Limite de Escoamento - MPa	Tensão Limite de Resistência - MPa	Razão Elástica	Deformação na Ruptura - m/m	Tenacidade MJ/m ³
Alumínio	AlZAmb	78	118	0,66	0,090	8,8
	AlZCryo	73	169	0,43	0,260	31,5
	AlQAmb	77	117	0,66	0,070	6,8
	AlQCryo	37	71	0,52	0,210	11,3
	AlNAmb	98	124	0,79	0,057	6,3
	AlNCryo	127	190	0,67	0,280	44,4
Cobre	CuZAmb	200	249	0,80	0,074	16,6
	CuZCryo	265	310	0,85	0,052	15,0
	CuQAmb	242	255	0,95	0,108	26,8
	CuQCryo	295	378	0,78	0,181	60,9
	CuNAmb	190	258	0,74	0,112	25,1
	CuNCryo	184	269	0,68	0,252	57,1
Aço Inoxidável AISI 304	InoxZAmb	290	642	0,45	0,560	261,0
	InoxZCryo	540	1439	0,38	0,470	465,1
	InoxQAmb	282	660	0,43	0,660	310,9
	InoxQCryo	230	1277	0,18	0,590	444,6
	InoxNAmb	300	663	0,45	0,590	284,1
	InoxNCryo	320	1135	0,28	0,420	305,6

Fonte: A autora.

A partir da curva real do ensaio de tração também é possível se calcular o coeficiente de encruamento dos materiais nas temperaturas ambiente e criogênica, estes valores finais podem ser vistos na tabela 22.

Tabela 22 – Coeficiente de encruamento obtidos a partir da curva real dos ensaios de tração.

Material	Condição	Limite de Escoamento Real - MPa	Tensão Real na Força Máxima - MPa	Deformação na Força Máxima m/m	Coeficiente de Encruamento (n)	Módulo de Hollomon (H)
Alumínio	AlZAmb	78	125	0,063	0,171	219
	AlZCryo	73	211	0,221	0,303	320
	AlQAmb	77	121	0,037	0,191	225
	AlQCryo	37	84	0,179	0,294	142
	AlNAmb	98	127	0,036	0,116	193
	AlNCryo	127	236	0,22	0,186	298
Cobre	CuZAmb	200	262	0,053	0,122	391
	CuZCryo	265	326	0,049	0,116	477
	CuQAmb	242	271	0,075	0,036	297
	CuQCryo	295	447	0,167	0,136	547
	CuNAmb	190	280	0,093	0,135	403
	CuNCryo	184	334	0,218	0,167	400
Inoxidável 304	InoxZAmb	290	1010	0,453	0,324	1111
	InoxZCryo	540	2108	0,382	0,603	3320
	InoxQAmb	282	1083	0,496	0,436	1331
	InoxQCryo	230	2009	0,453	0,913	3778
	InoxNAmb	300	988	0,400	0,312	1182
	InoxNCryo	320	1608	0,348	0,800	3477

Fonte: A autora.

Na tabela 22 é possível visualizar como o coeficiente de encruamento se comporta para os materiais propostos neste trabalho. Para o alumínio e para o aço inoxidável AISI 304 o coeficiente de encruamento segue uma tendência de se elevar na temperatura criogênica independente da direção de laminação, porém para o cobre esta variação não foi percebida.

5.3 ENSAIOS DE RUGOSIDADE

5.3.1 Ensaios de Rugosidade do Alumínio

Os resultados das análises de rugosidade superficial da chapa de alumínio em seu estado original (padrão, não ensaiada) estão apresentados nas figuras 90 (a),

91 (a) e 92 (a), demonstrando um valor de rugosidade média (Ra) em torno de 0,57 μm .

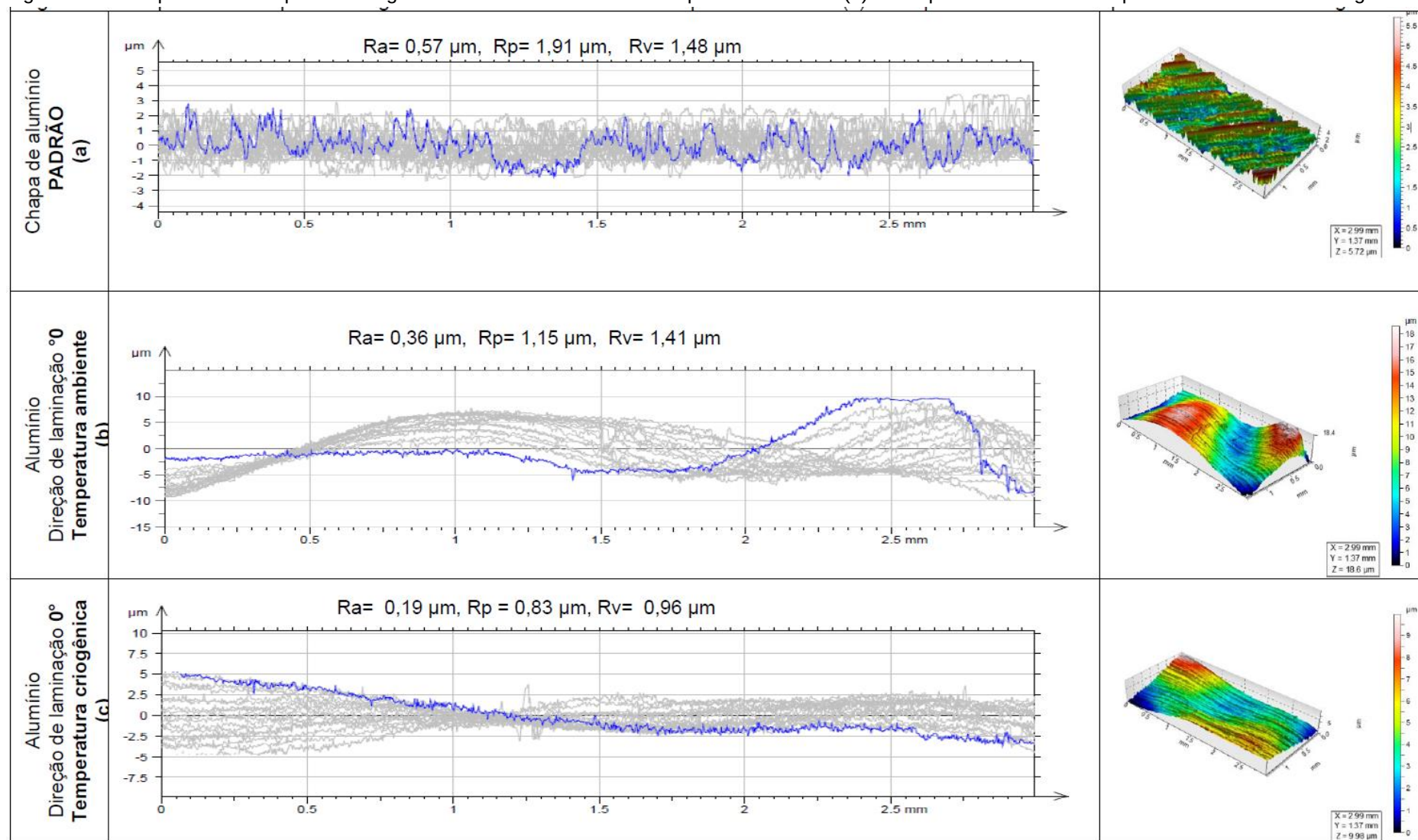
Os perfis de rugosidade nas figuras 90 (b) e (c) correspondem a corpos de prova retirados da chapa, ambos orientados a 0° em relação à direção de laminação, e submetidos a ensaios em temperaturas ambiente e criogênica, respectivamente. Estes corpos de prova exibem valores de Ra na faixa de aproximadamente 0,36 μm e 0,19 μm , nesta ordem, sugerindo uma possível redução na rugosidade média, cerca de 47%, ao se comparar o processamento criogênico com o processamento em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos a 0° em relação à direção de laminação.

O aspecto superficial das figuras 91 (b) e (c) corresponde a corpos de prova retirados da chapa e posicionados a um ângulo de 45° em relação à direção de laminação, submetidos a ensaios em temperaturas ambiente e criogênica, respectivamente. Esses corpos de prova exibem valores de Ra na faixa de aproximadamente 0,35 μm e 0,42 μm , nessa ordem, indicando uma tendência de possível aumento de cerca de 20% na rugosidade média ao comparar o processamento criogênico com o processamento a temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos a 45° em relação à direção de laminação.

As figuras 92 (b) e (c) correspondem ao relevo superficial dos corpos de prova retirados da chapa, orientados a 90° em relação à direção de laminação, e submetidos a ensaios de anisotropia em temperaturas ambiente e criogênica, respectivamente. Estes apresentam valores médios de Ra em torno de 0,51 μm e 0,52 μm , nesta ordem, uma variação de 2%, demonstrando uma possível equidade comportamental quando compara-se o processamento criogênico ao processamento em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos a 90° em relação à direção de laminação.

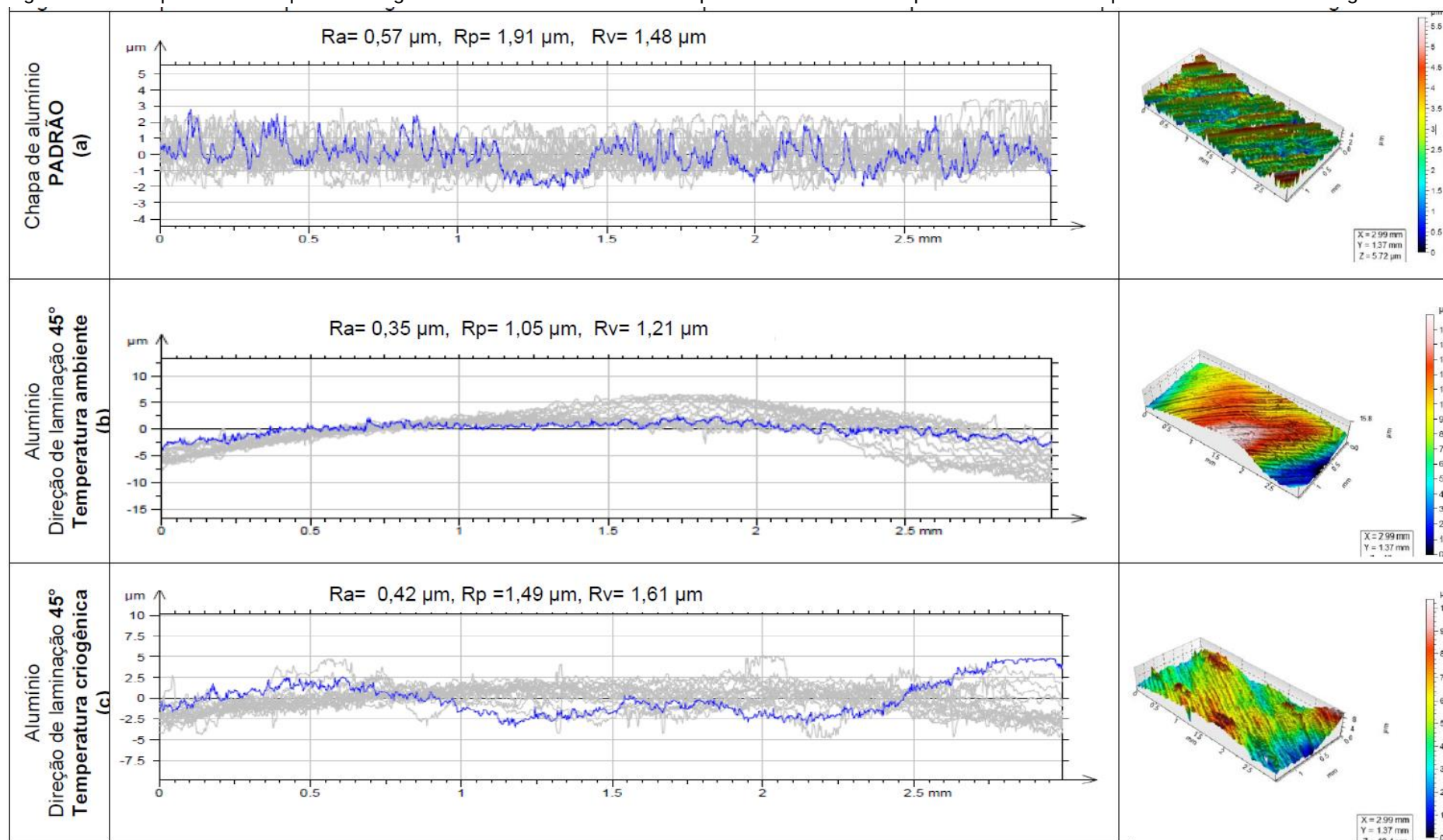
Observa-se que todos os Ra(s) dos cp(s) após tracionamento apresentam valores menores quando comparados à chapa padrão.

Figura 90 – Comparativos dos perfis de rugosidade de alumínio entre a chapa não ensaiada (a) e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.



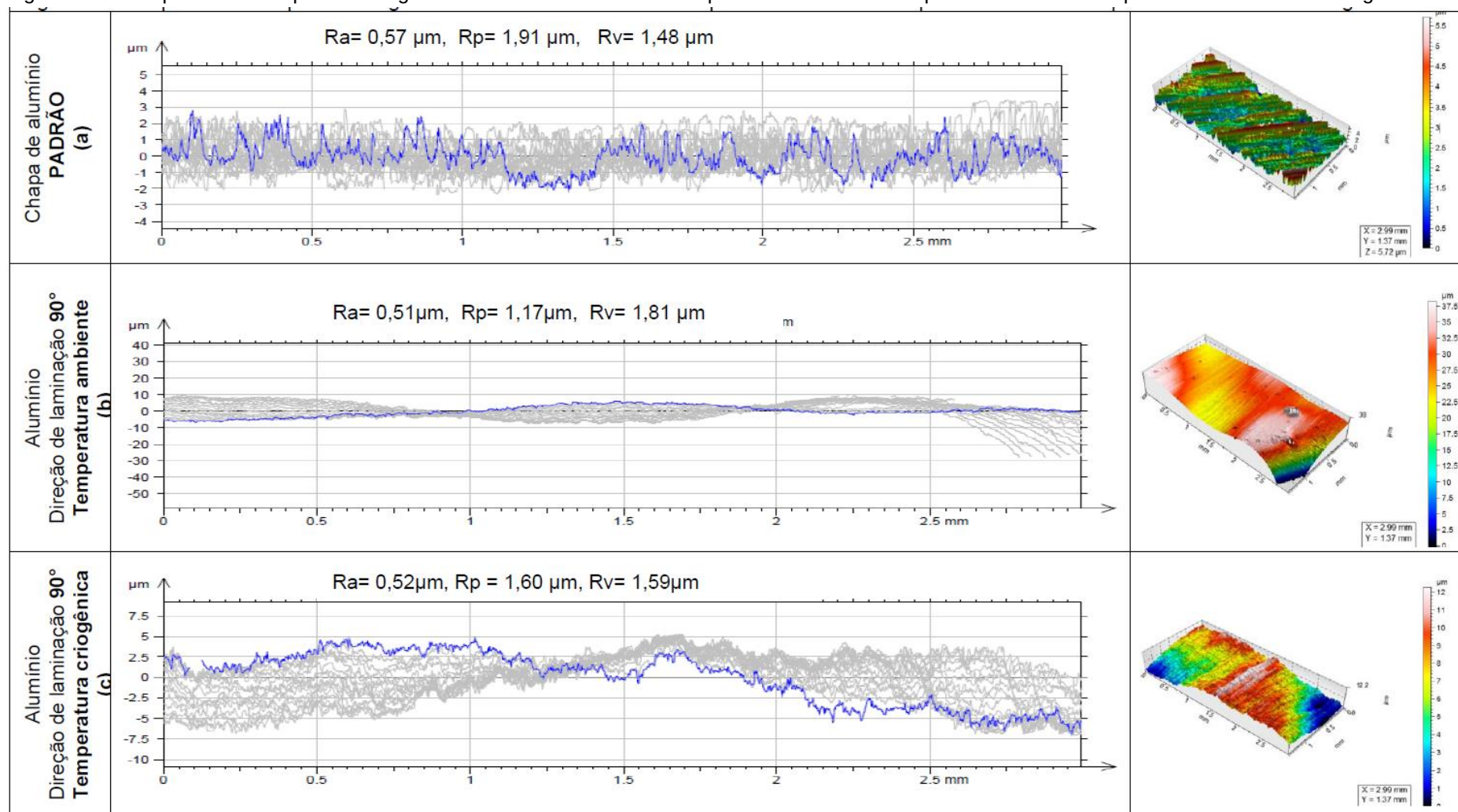
Fonte: A autora.

Figura 91 – Comparativos dos perfis de rugosidade de alumínio entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

Figura 92 – Comparativos dos perfis de rugosidade de alumínio entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

5.3.2 Ensaios de Rugosidade do Cobre

Os perfis de rugosidade superficial da chapa de cobre em seu estado original (padrão, não ensaiada) estão apresentados nas figuras 93 (a), 94 (a) e 95 (a), demonstrando um valor de rugosidade média (R_a) em torno de $0,25 \mu\text{m}$.

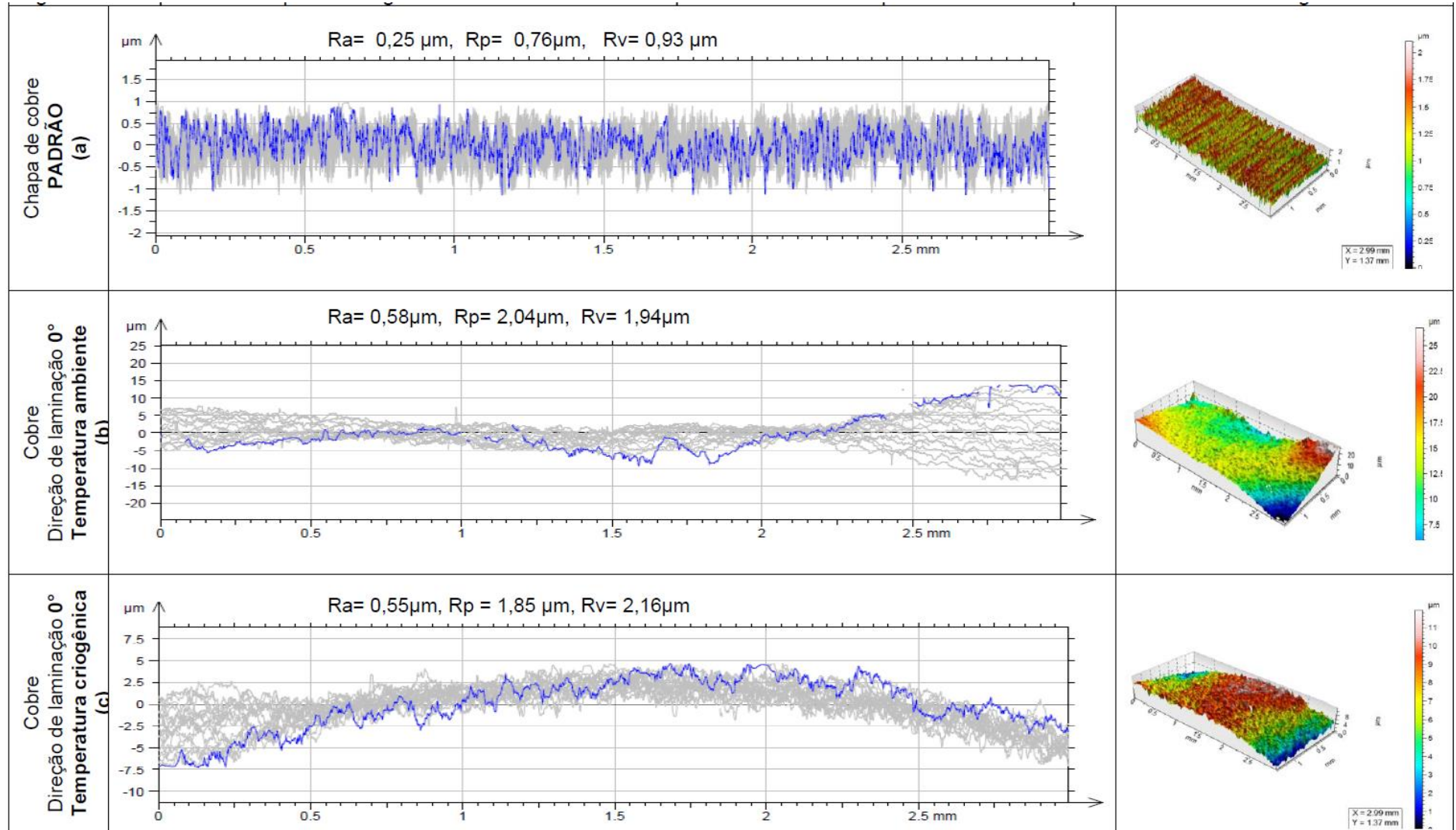
Os perfis de rugosidade nas figuras 93 (b) e (c) correspondem a corpos de prova retirados da chapa, ambos orientados a 0° em relação à direção de laminação, e submetidos a ensaios em temperaturas ambiente e criogênica, respectivamente. Estes corpos de prova exibem valores de R_a na faixa de aproximadamente $0,58 \mu\text{m}$ e $0,55 \mu\text{m}$, nesta ordem, sugerindo uma redução na rugosidade média, cerca de 5,2%, no processamento criogênico em relação ao processamento em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos a 0° em relação à direção de laminação.

O aspecto superficial das figuras 94 (b) e (c) corresponde a corpos de prova retirados da chapa e posicionados a um ângulo de 45° em relação à direção de laminação, submetidos a ensaios em temperaturas ambiente e criogênica, respectivamente. Esses corpos de prova exibem valores de R_a na faixa de aproximadamente $0,77 \mu\text{m}$ e $0,68 \mu\text{m}$, nessa ordem, indicando uma tendência de possível redução de cerca de 12% na rugosidade média do processamento criogênico quando comparado ao processamento a temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos a 45° em relação à direção de laminação.

As figuras 95 (b) e (c) correspondem à rugosidade média dos corpos de prova retirados da chapa, orientados a 90° em relação à direção de laminação, e submetidos a ensaios de anisotropia em temperaturas ambiente e criogênica, respectivamente. Estes apresentam valores médios de R_a em torno de $0,88 \mu\text{m}$ e $0,65 \mu\text{m}$, nesta ordem, sugerindo uma redução na rugosidade média em torno de 26% no processamento criogênico em relação ao processamento em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos a 90° em relação à direção de laminação.

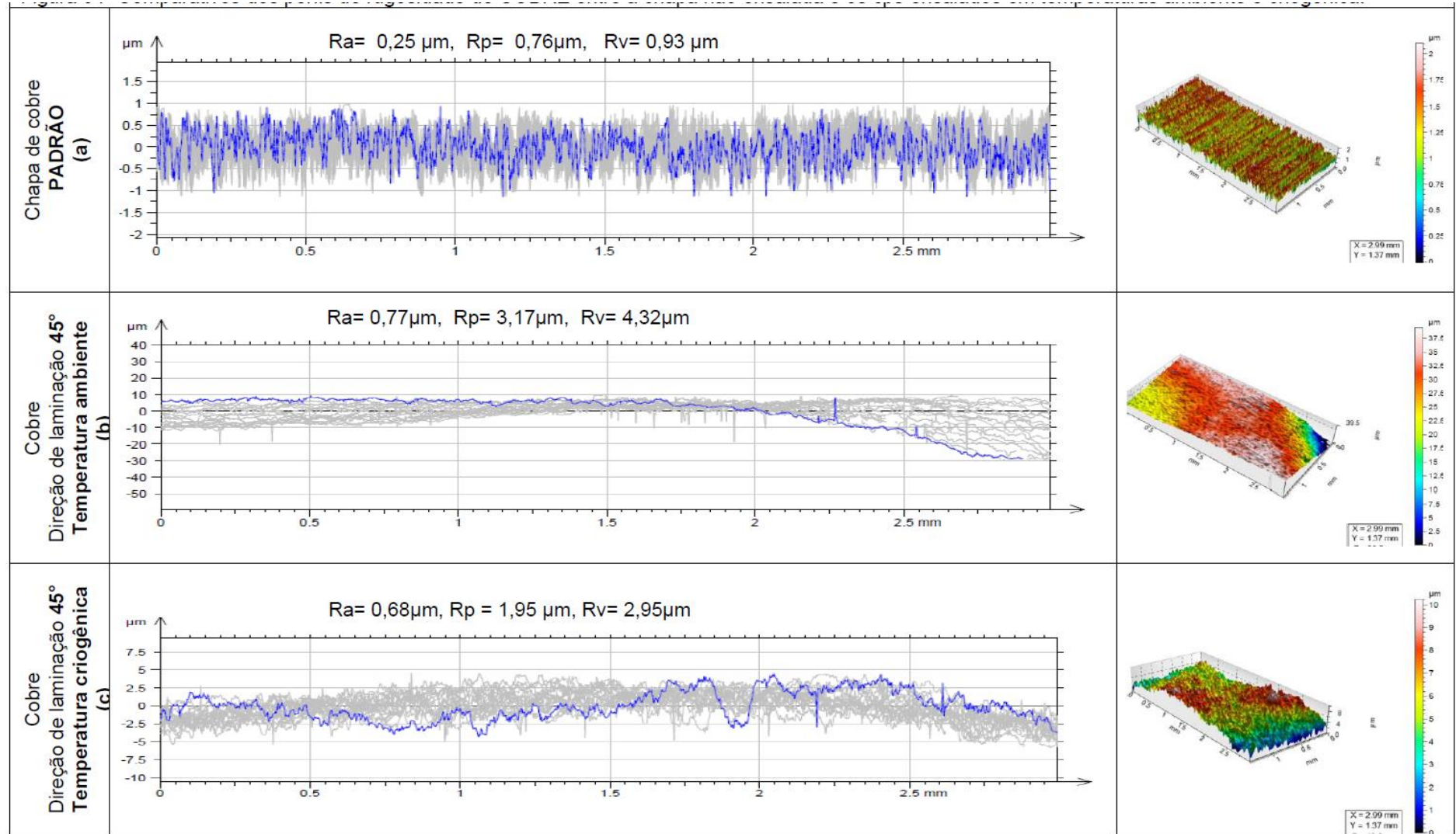
A partir dos dados acima citados e discutidos pode-se interpretar que há uma tendência de redução da rugosidade média de chapas de cobre quando processados em temperatura criogênica.

Figura 93 – Comparativos dos perfis de rugosidade de cobre entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.



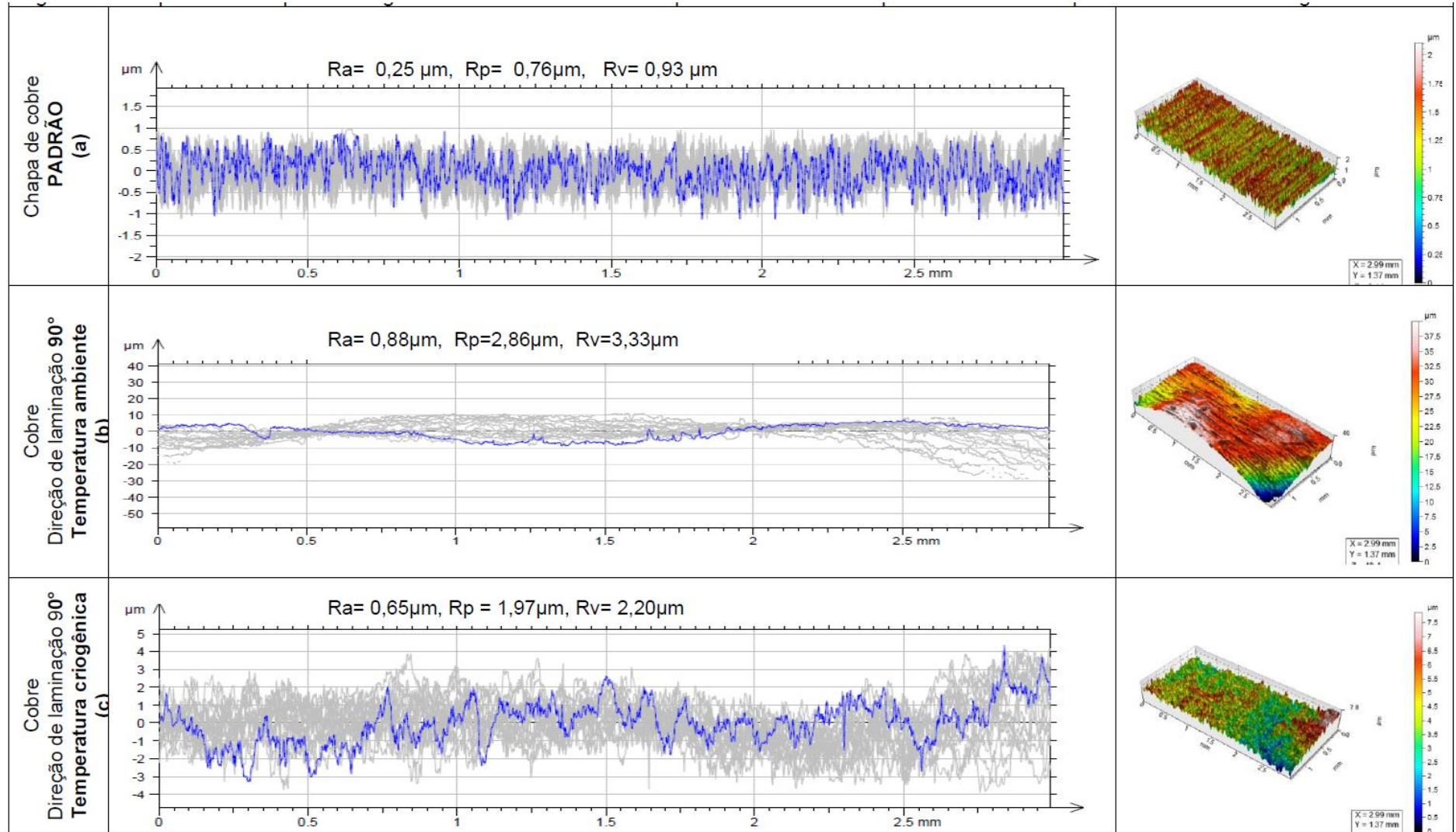
Fonte: A autora.

Figura 94 – Comparativos dos perfis de rugosidade de cobre entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

Figura 95 – Comparativos dos perfis de rugosidade de cobre entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

5.3.3 Ensaios de Rugosidade do Aço Inoxidável AISI 304

Os resultados das análises de rugosidade superficial da chapa de aço inoxidável AISI 304 em seu estado original (padrão, não ensaiada) são apresentados nas figuras 96 (a), 97 (a) e 98 (a), demonstrando um valor de rugosidade média (R_a) em torno de $0,08 \mu\text{m}$.

Os perfis de rugosidade nas figuras 96 (b) e (c) correspondem a corpos de prova retirados da chapa, ambos orientados a 0° em relação à direção de laminação, e respectivamente submetidos a ensaios em temperaturas ambiente e criogênica. Estes corpos de prova exibem valores de R_a na faixa de aproximadamente $0,89 \mu\text{m}$ e $0,39 \mu\text{m}$, nesta ordem, sugerindo um comportamento de redução na rugosidade média, cerca de 56% no processamento criogênico quando comparado ao processamento em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos a 0° em relação à direção de laminação.

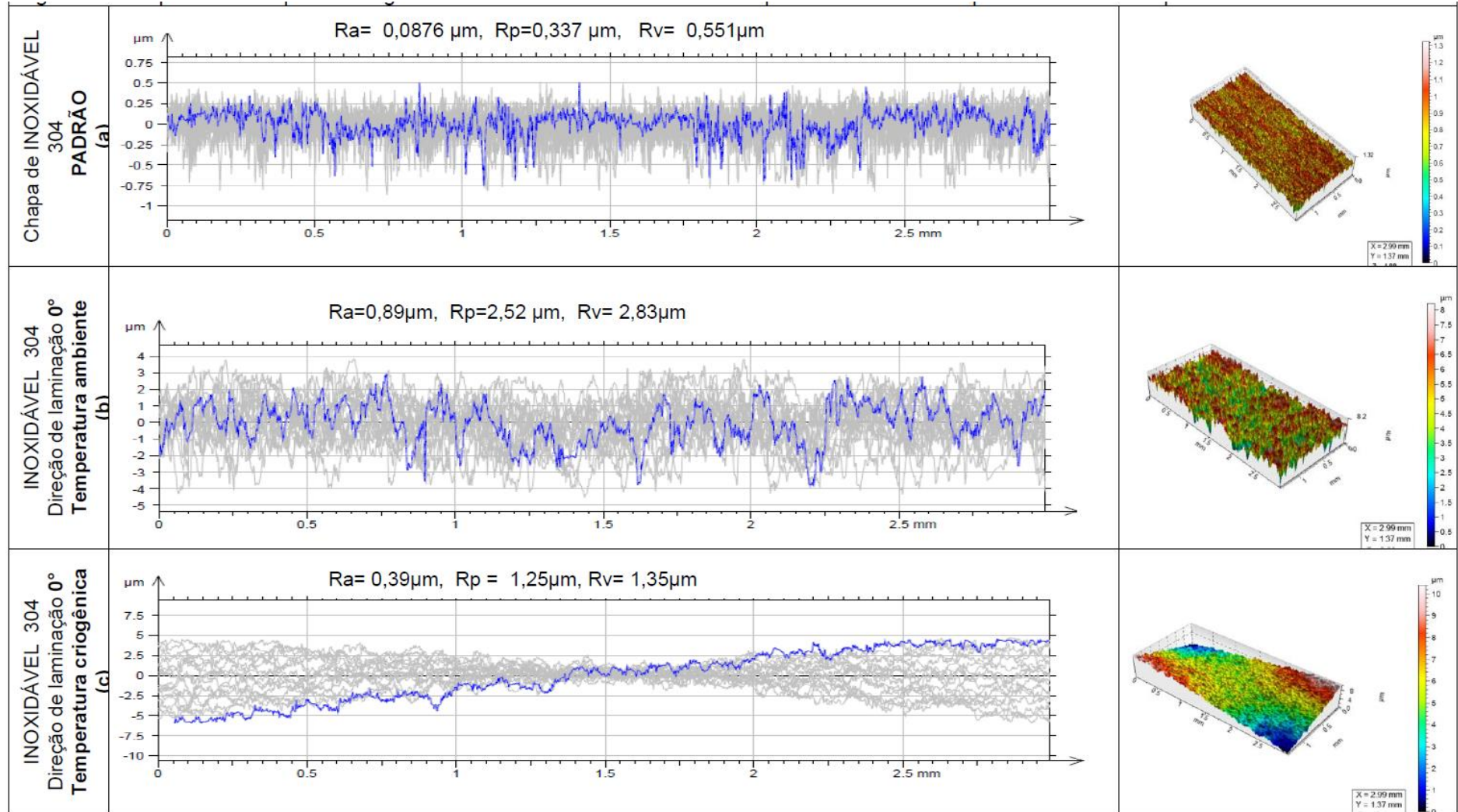
O aspecto superficial das figuras 97 (b) e (c) corresponde a corpos de prova retirados da chapa e posicionados a um ângulo de 45° em relação à direção de laminação, submetidos a ensaios em temperaturas ambiente e criogênica, respectivamente. Esses corpos de prova exibem valores de R_a na faixa de aproximadamente $0,95 \mu\text{m}$ e $0,39 \mu\text{m}$, nessa ordem, indicando uma tendência forte de possível redução em torno de 59% na rugosidade média do processamento criogênico em relação ao processamento a temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos a 45° em relação à direção de laminação.

As figuras 98 (b) e (c) correspondem ao relevo superficial dos corpos de prova retirados da chapa, orientados a 90° em relação à direção de laminação, e submetidos a ensaios de anisotropia em temperaturas ambiente e criogênica, respectivamente. Estes apresentam valores de R_a médio em torno de $1,04 \mu\text{m}$ e $0,47 \mu\text{m}$, nesta ordem, sugerindo um comportamento de redução na rugosidade média, cerca de 56% para o processamento criogênico quando comparado ao processamento em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos a 90° em relação à direção de laminação.

Observa-se que todos os $R_a(s)$ dos cp(s) após tracionamento apresentam valores maiores quando comparados à chapa padrão, mas entre os corpos de prova ensaiados, todos os $R_a(s)$ criogênicos apresentaram-se muito inferiores quando comparados com os testes em temperatura ambiente, levando-se a acreditar que o

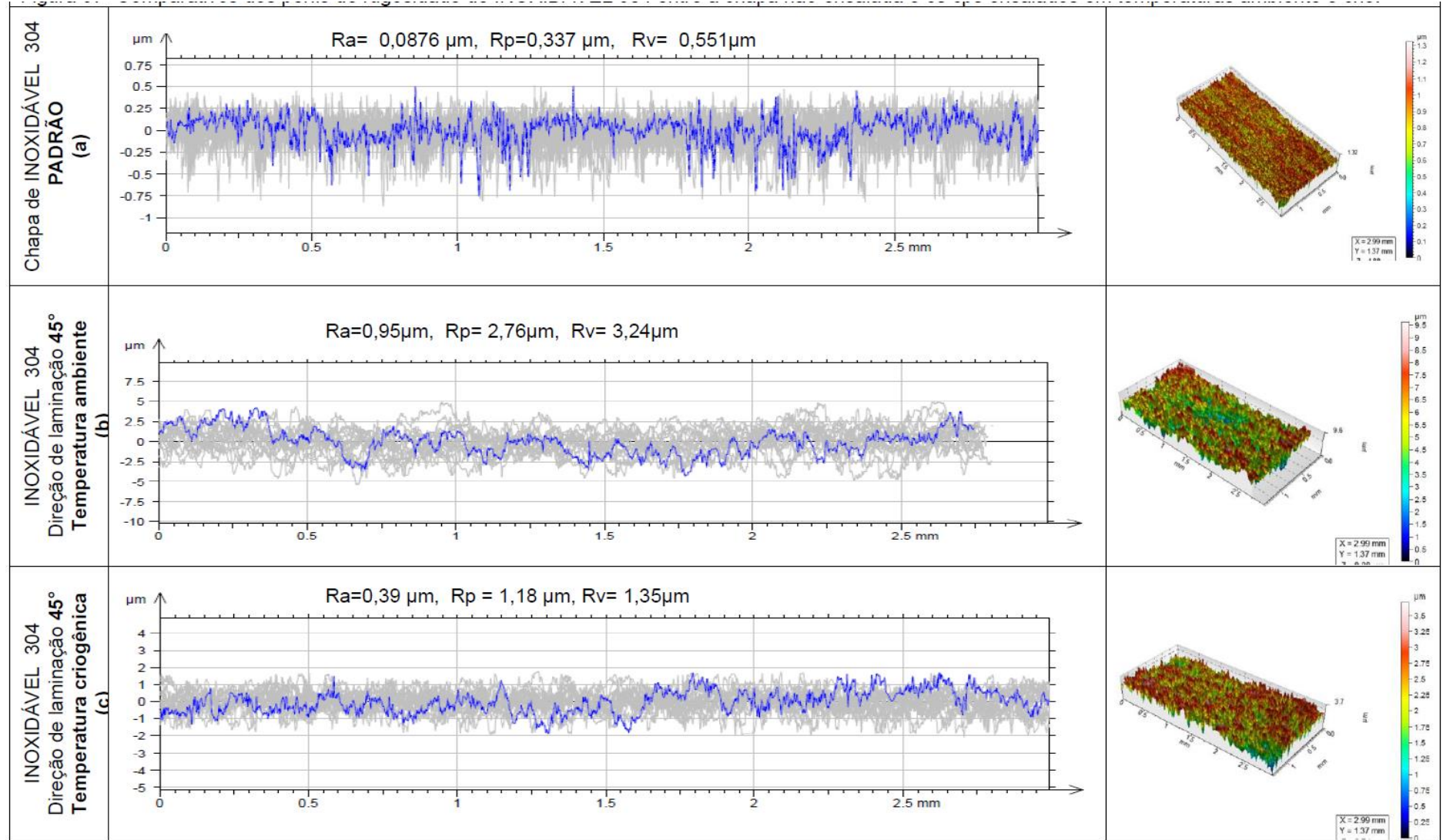
estado de deformação criogênico conduz a um acabamento superficial muito menos rugoso.

Figura 96 – Comparativos dos perfis de rugosidade de aço inoxidável AISI 304 entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.



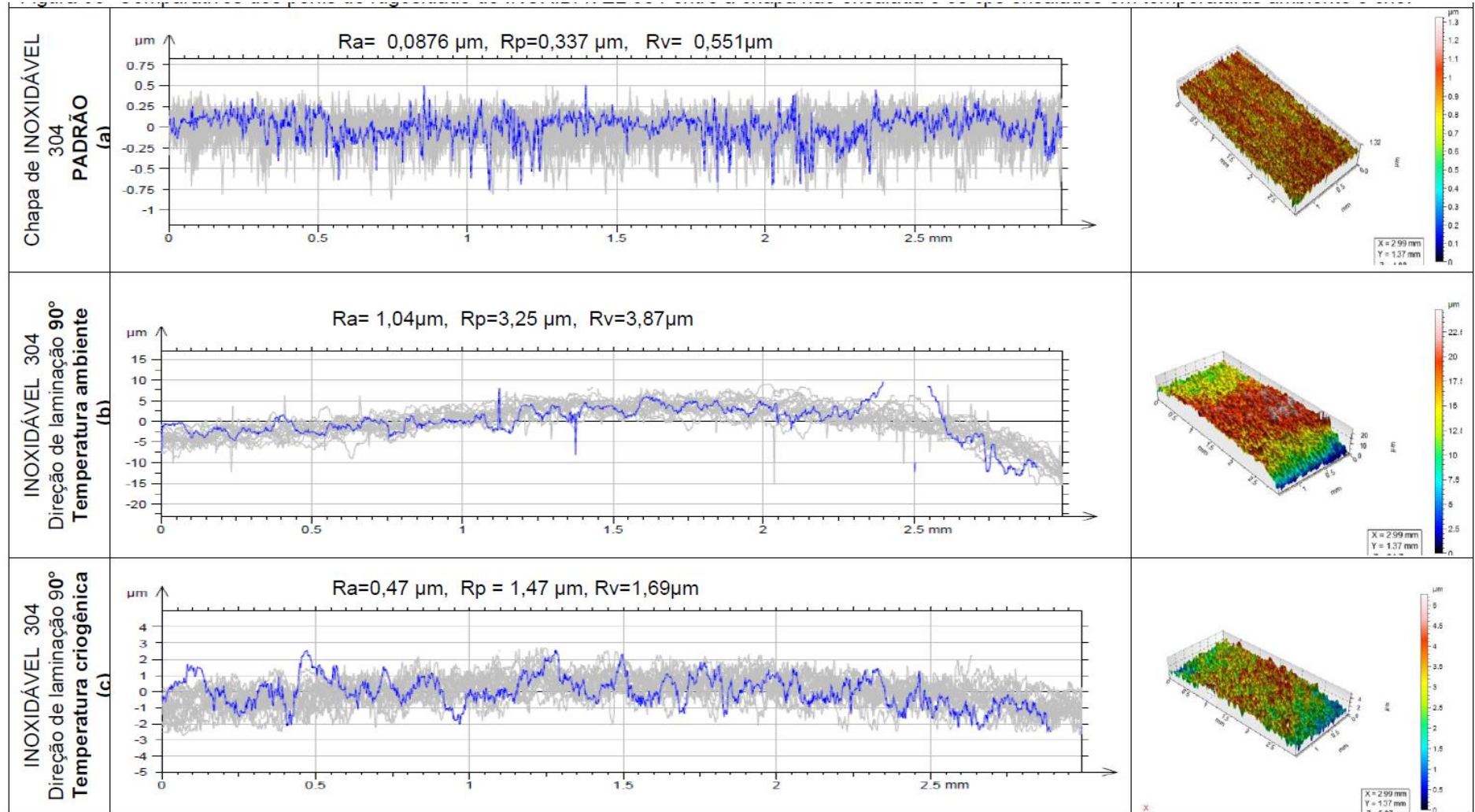
Fonte: A autora.

Figura 97 – Comparativos dos perfis de rugosidade de aço inoxidável AISI 304 entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

Figura 98 – Comparativos dos perfis de rugosidade de aço inoxidável AISI 304 entre a chapa não ensaiada e os cps ensaiados em temperaturas ambiente e criogênica.



Fonte: A autora.

6 CONCLUSÕES

De acordo com os resultados obtidos pelos experimentos pode-se tirar algumas prováveis conclusões:

- O incremento numérico nos resultados dos ensaio de embutimento na condição criogênica tanto no método A (velocidade de ensaio de 0,1 mm/s) quanto no método B (velocidade de ensaio de 0,2 mm/s) para o alumínio e cobre foram notados, porém torna-se importante ressaltar que provavelmente não há uma significativa alteração nos resultados médios entre os métodos na condição criogênica, uma vez que a diferença de velocidade entre os testes provavelmente foi muito pequena e, portanto, não influenciaram os mecanismos metalúrgicos. Percebe-se uma tendência no método A apresentar cargas e IEs ligeiramente maiores quando comparados ao método B, devido ao teste ser realizado de forma mais lenta, o que provavelmente proporciona mais tempo para que os mecanismos microestruturais ocorram durante o teste;
- Para o aço inoxidável AISI 304 observa-se que IEs são maiores em temperatura ambiente, tanto no método A quanto no método B, significando possivelmente que nesta condição a deformação é mais pronunciada, mas a força suportada pelo método criogênico tanto no método A quanto no método B é maior do que as suportadas na temperatura ambiente, ou seja, sob a condição criogênica as chapas suportaram cargas maiores e deformaram-se muito menos;
- Tem-se indícios, com base nos dados apresentados, que o processo de crioformagem é viável para o alumínio e cobre em termos de resposta à deformação mecânica, porém, provavelmente o mesmo não pode ser afirmado em relação ao aço inoxidável, uma vez que este material demonstra valores inferiores de índice de embutimento quando processado em temperatura criogênica.
- Existem indicações que, em um processo de conformação criogênica industrial, uma chapa de 0,5 mm pode apresentar comportamento mecânico semelhante ao de uma chapa de 2 mm de espessura. Isso aponta para a possibilidade de reduzir custos com a aquisição de matéria-prima, já que chapas mais finas podem atingir a mesma deformação desejada sob condição criogênica.
- Para o alumínio verificou-se que o valor do coeficiente de anisotropia planar (ΔR) é menor para a condição em temperatura ambiente (0,21), e maior na condição

criogênica (0,72), indicando uma maior anisotropia em temperaturas criogênicas, influenciando negativamente a conformabilidade do metal em questão. Esta variação do ΔR deve-se provavelmente a maior variação entre os coeficientes de anisotropia (R) nos diferentes ângulos nas temperaturas criogênicas, em especial ao ângulo de 45° que apresentou uma variação bastante elevada em relação aos demais ângulos;

- Para o cobre os cálculos do (ΔR) que em temperatura ambiente foi de -0,10 e passou para -0,26 em temperatura criogênica o valor ampliou-se em 61,5% como já citado anteriormente o que pode levar a defeitos durante a fabricação como o orelhamento a 45° pois o coeficiente de anisotropia planar apresenta valor negativo;
- Coeficiente de anisotropia planar muito próximo a zero tanto para condição ambiente (0,01) quanto criogênica (0,08) para o aço inoxidável AISI 304. Valores estes muito importantes para o processo de embutimento profundo, pois para o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) encaminhando-se a zero tende a não haver formação de orelhamento durante o processo produtivo, pois são diminutas as disparidades de estiramentos nos diferentes ângulos em relação à direção de laminação;
- O perfil de rugosidade do alumínio foi o que apresentou maior disparidade em relação aos diferentes ângulos de laminação, sendo que o ângulo de 0° em temperatura criogênica apresentou 47% de redução em seu R_a , os demais tiveram variação muito pequena;
- A partir dos dados pode-se interpretar que há uma tendência de redução da rugosidade média de chapas de cobre quando processados em temperatura criogênica, em torno de 14,3%;
- Os ensaios de rugosidade média (R_a) para o aço inoxidável AISI 304 indicam que o estado de deformação criogênico conduz a um acabamento superficial superior, em torno de 57% menos rugoso quando deformado em temperatura ambiente.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Fazer as curvas limite de conformação em temperaturas criogênica para chapas de alumínio, cobre e aço inoxidável AISI 304;
- Testar malhas impressas por meio eletroquímico para os ensaios de embutimento;
- No ensaio de embutimento fazer medições da malha deformada com auxílio de uma escala flexível ou instrumentos a laser a fim de se obter leituras mais precisas.

REFERÊNCIAS

- 1 GRABNER, F. et al. Cryogenic sheet metal forming: An overview. **Materials Science Forum**, v. 941, p. 1397-1403, 2018.
- 2 GRUBER, B. et al. Room temperature recovery of cryogenically deformed aluminium alloys. **Materials & Design**, v. 193, n. 5, p. 1084-1092, 2020.
- 3 KUMAR, M. et al. Cryogenic forming behaviour of AW-6016-T4 sheet. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 27, n. 6, p. 1257-1263, 2017.
- 4 SOTIROV, N. et al. Improved formability of AA5182 aluminium alloy sheet at cryogenic temperatures. **Materials Today: Proceedings**, v. 2, suppl. 1, p. S113-S118, 2015.
- 5 XU, Z.; ROVEN, H. J.; JIA, Z. Mechanical properties and surface characteristics of an AA6060 alloy strained in tension at cryogenic and room temperature. **Materials Science and Engineering: A**, v. 648, p. 350-358, 2015.
- 6 JOBBA, R.; MISHRA, M. K.; NIECZAS, M. Flow stress and work-hardening behaviour of Al–Mg binary alloys. **International Journal of Plasticity**, v. 65, n. 1, p. 43–60, 2015.
- 7 SCHNEIDER, R. et al. Mechanical behaviour of aircraft relevant aluminium wrought alloys at low temperatures. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications**, v. 227, n. 2, p. 126-136, 2013.
- 8 AHLERS, M. Stacking fault energy and mechanical properties. **Metal Transactions**, v. 1, p. 2415–2428, 1970.
- 9 MAEDA, M. Y. **Estudo da deformação criogênica de alumínio, cobre e prata**. 2017. 85 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2017.
- 10 HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. 2. ed. Oxford: Elsevier, 2004. 522 p.
- 11 LI, W. et al. Generalized stacking fault energies of alloys. **Journal of Physics: Condensed Matter: An Institute of Physics Journal**, v. 26, n. 26, p. 265005, 2014.
- 12 GRABNER, F. et al. Cryogenic forming of Al-Mg alloy sheet for car outer body applications. **Advanced Engineering Materials**, v. 21, n. 8, p. 1900089, 2019.
- 13 PARK, D. H.; CHOI, S. W.; KIM, J. H.; LEE, J. M. Cryogenic mechanical behavior of 5000- and 6000-series aluminum alloys: Issues on application to offshore plants. **Cryogenics**, v. 68, p. 44-58, 2015.

- 14 PARK, D.-Y.; NIEWCZAS, M. Plastic deformation of Al and AA5754 between 4.2K and 295K. **Materials Science and Engineering: A**, v. 491, n. 1, p. 88–102, 2008.
- 15 SCHNEIDER, R.; HEINE, B.; GRANT, R. J. Mechanical behaviour of commercial aluminium wrought alloys at low temperatures. *In*: MONTEIRO, W. A. (ed.) **Light Metal Alloys Applications**. Croatia: InTech, 2014. p. 61-76.
- 16 XU, Z.; ROVEN, H. J.; JIA, Z. Effects of cryogenic temperature and pre-stretching on mechanical properties and deformation characteristics of a peak-aged AA6082 extrusion. **Materials Science and Engineering: A**, v. 679, n. 1, p. 379–390, 2017.
- 17 CAMILO, D. C. **Estudo da laminação criogênica e do envelhecimento natural na liga AA7050: Microestrutura e propriedades**. 2013. 120 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2013.
- 18 KONKOVA, T. et al. Microstructural response of pure copper to cryogenic rolling. **Acta Materialia**, v. 58, n. 16, p. 5262-5273, 2010.
- 19 MAGALHÃES, D. C. C.; HUPALO, M. F.; CINTHO, O. M. Natural aging behavior of AA7050 Al alloy after cryogenic rolling. **Materials Science and Engineering: A**, v. 593, n. 1, p. 1–7, 2014.
- 20 HUANG, B. et al. Flow behavior and forming characteristics of 2A14 aluminum alloy at cryogenic temperatures. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 902, p. 163701, 2022.
- 21 ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE (ed.) **ASM Handbook v.2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. Materials Park: ASM International, 1990.
- 22 SYMPOSIUM ON LOW-TEMPERATURE PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH AIRCRAFT AND MISSILE MATERIALS, 5th, 1961, Philadelphia. Low-temperature properties of high-strength aircraft and missile materials. **ASTM Special Technical Publication** n. 287. Philadelphia: ASTM International, 1961.
- 23 ELDRIDGE, E. A.; DEEM, H. W. Physical properties of metals and alloys from cryogenic to elevated temperatures. **ASTM Special Technical Publication**, v. 296, p. 1–206, 1961.
- 24 SYMPOSIUM ON EVALUATION OF METALLIC MATERIALS IN DESIGN FOR LOW TEMPERATURE SERVICE, 64th, 1961, Atlantic City. Evaluation of metallic materials in design for low temperature service. **ASTM Special Technical Publication** n. 302. Philadelphia: ASTM International, 1962.

- 25 SYMPOSIUM ON BEHAVIOR OF MATERIALS AT CRYOGENIC TEMPERATURES, 68th, 1965, Washington, D.C. Behavior of materials at cryogenic temperatures. **ASTM Special Technical Publication** n. 387. Philadelphia: ASTM International, 1966.
- 26 SANTOS, R. G. **Transformações de fase em materiais metálicos**. Campinas: Editora da Unicamp, 2006. 432 p.
- 27 SCHNEIDER, R. et al. An analysis of the surface quality of AA5182 at different testing temperatures. **Materials & Design**, v. 64, p. 750-754, 2014.
- 28 OZTURK, F.; TOROS, S.; PEKEL, H. Evaluation of tensile behaviour of 5754 aluminium–magnesium alloy at cold and warm temperatures. **Materials Science and Technology**, v. 25, p. 919–924, 2009.
- 29 SARMA, V. S. et al. Role of stacking fault energy in strengthening due to cryo-deformation of FCC metals. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 29, p. 7624-7630, 2010.
- 30 HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. **Metal forming: Mechanics and metallurgy**. 2. ed. Englewood Cliffs, EUA: Prentice Hall, 1993. 364 p.
- 31 DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. Nova York: McGraw-Hill, 1988. 780 p.
- 32 BRESCIANI FILHO, E. **Conformação plástica dos metais**. São Paulo: Editora Pública da USP, 2011. 385 p.
- 33 SHAEFFER, L. **Conformação mecânica**. 2. ed. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2004.
- 34 FERRO, D. A. **Caracterização e estampabilidade de um aço SAE 1080 fosfatizado**. 2015. 150 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2015.
- 35 ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE (ed.) **ASM Handbook v.14: Forming and Forging**. Materials Park: ASM International, 1988.
- 36 ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE (ed.) **ASM Handbook v.8: Mechanical Testing and Evaluation**. Materials Park: ASM International, 2000.
- 37 BASTOS, A. L. **Análise do processo de estampagem de chapas de aço através da curva limite de conformação**. 2009. 147 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.

- 38 PINHEIRO, B. L.; RODRIGUES, P. C.; ABRÃO, A. M. Desenvolvimento de ferramental para a realização do ensaio de Swift em uma máquina universal. In: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 6., 2010, Campina Grande. **Anais [...]** Campina Grande: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 2010.
- 39 ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E8M-04: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2004.
- 40 INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION **ISO 16630. Metallic materials — Sheet and strip — Hole expanding test**. Genebra: International Organization for Standardization, 2017.
- 41 GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaaios dos materiais**. Rio de Janeiro: LTC, Livros Técnicos e Científicos Editora, 2000. 247 p.
- 42 ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E643-15: Standard Test Method for Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Materials**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2015.
- 43 ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E2218-02: Standard Test Method for Determining Forming Limit Curves**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2002.
- 44 INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION **ISO 20482. Metallic materials — Hole expanding test**. Genebra: International Organization for Standardization, 2003.
- 45 INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION **ISO 8490. Metallic materials — Bend test — Determination of the bendability**. Genebra: International Organization for Standardization, 1986.
- 46 DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG **DIN 50101-1. Prüfung metallischer Werkstoffe - Tiefungsversuch an Blechen und Bändern mit einer Breite von ≥ 90 mm (nach Erichsen), Dickenbereich: 0,2 mm bis 2 mm**. Munique: Deutsches Institut für Normung, 1979.
- 47 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS **ABNT NBR 16281. Determinação do índice de embutimento em chapas de aço pelo método Erichsen modificado**. Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2014.
- 48 SOUZA, S. A. **Ensaaios mecânicos de materiais metálicos: Fundamentos teóricos e práticos**. 5. ed. São Paulo: Blucher, 1982. 304 p.
- 49 OLIVEIRA, A. F. **Caracterização de um aço IF após relaminação no laminador de encruamento**. 2010. 120 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

- 50 SERRANO, J. M. O. **Determinação de parâmetros para conformação de chapas de aço em prensas por meio de ensaios de embutimento Erichsen**. 2015. 147 f. Dissertação (Mestrado Profissional em Desenvolvimento de Tecnologia) – Institutos Lactec, Curitiba, 2015.
- 51 NETTO, S. E. S. **Desenvolvimento do processo de construção de curvas limite de conformação**. 2004. 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2004.
- 52 REGIS, M. S.; et al. Comparison between visioplasticity and FEM for determination of strains in incremental sheet forming in brass sheet C-268 alloy. **Brazilian Journal of Development**, v. 8, n. 10, p. 65200-65213, out. 2022.
- 53 ALTAN, T.; TEKKAYA, A. E. **Sheet metal forming: Fundamentals**. Materials Park, OH: ASM International, 2012. 418 p.
- 54 EBSD ANALYTICS. **What is microstructure?** 2025. Disponível em: <<https://www.ebsd.com/ebsd-for-beginners/what-is-microstructure.>> Acesso em: 04 set. 2024.
- 55 TSCHIPTSCHIN, A. P. et al. **Deformação plástica, recristalização, crescimento de grão**. São Paulo: EPUSP-IPEN IPT, 2003. 232 p.
- 56 ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E517-00: Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2000.
- 57 ENGLER, O.; HIRSH, J. Polycrystal-plasticity simulation of six and eight ears in deep-drawn aluminum cups. **Materials Science and Engineering: A**, v. 454, p. 640-651, 2007.
- 58 PADILHA, A. F.; SICILIANO JÚNIOR, F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 3. ed. revisada e ampliada. São Paulo: ABM, 2005. 232 p.
- 59 CULLITY, B. D. **Elements of X-ray diffraction**. 2. ed. Reading: Addison-Wesley, 1978. p. 295-321.
- 60 PEREIRA, B. P. **Análise e comparação de orelhamento na liga AA3104 após laminação a quente**. 2015. 38 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, 2015.
- 61 RANDLE, V.; ENGLER, O. **Introduction to texture analysis: Macrotexture, microtexture and orientation mapping**. Singapore: Gordon and Breach Science Publishers, 2000. p. 388.

- 62 PADILHA, A.; SANDIN, H. **EBSD (Electron Backscatter Diffraction) para iniciantes.** 2021. Disponível em: <https://www.researchgate.net/profile/Angelo-Padilha/publication/353040628_EBSD_Electron_Backscatter_Diffraction_para_Iniciantes/links/60e59fa0a6fdcc3486421718/EBSD-Electron-Backscatter-Diffraction-para-Iniciantes.pdf> Acesso em: 28 jul. 2024.
- 63 CHANDLER, J. A. **X-ray microanalysis in the electron microscope.** Amsterdam: North-Holland, 1977. 547 p.
- 64 SCHWARTZ, A. J. et al. **Electron backscatter diffraction in materials science.** 2. ed. New York: Springer, 2009. 403 p.
- 65 MORAIS, W. A. et al. Proposta de procedimento para estimar a rigidez em metais texturizados pela análise dos dados de EBSD. **Unisanta Science and Technology**, v. 1, n. 9, p. 38-49, 2020.
- 66 ZHILYAEV, A. P.; et al. Orientation imaging microscopy of ultrafine-grained nickel. **Scripta Materialia**, v. 46, n. 8, p. 575-580, 2002.
- 67 AGOSTINHO, O. L.; RODRIGUES, A. C. S.; LIRANI, J. **Tolerâncias, ajustes, desvios e análise de dimensões: Princípios de engenharia de fabricação mecânica.** 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2020. 371 p.
- 68 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS **ABNT NBR 4287. Geometria das peças usinadas: Terminologia relacionada à rugosidade superficial.** Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2002.
- 69 INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION **ISO 12004-1 Metallic materials – Sheet and strip – Determination of forming-limit curves – Part 1: Measurement and application of forming-limit diagrams in the press shop.** Genebra: International Organization for Standardization, 2020.
- 70 SIEGERT, K.; WAGNER, S. **Formability Characteristics of Aluminium Sheet.** 1994. Disponível em: <<https://aluminium-guide.com/wp-content/uploads/2020/02/3701.pdf>> Acesso em: 13 mar. 2024.
- 71 OTOMAR, H. P. **Estudo comparativo da estampabilidade da liga de alumínio AA 1050 partindo de placas obtidas por vazamento direto e bobinas obtidas por vazamento contínuo.** 2010. 112 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.
- 72 SCOPEL, T. **Avaliação da estampabilidade do alumínio (1100) no processo de estampagem profunda.** 2014. 40 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul, 2014.

- 73 SINGH, M.; CHOUBEY, A. K.; SASIKUMAR, C. Formability analysis of aluminium alloy by Erichsen cupping test method. **Materials Today: Proceedings**, v. 4, p. 805–810, 2017.
- 74 REDDY, M. R. N.; THEJA, M. S.; TILAK, G. Modified Erichsen cupping test for copper, brass, aluminium and stainless steel. **The SIJ Transactions on Industrial, Financial & Business Management**, v. 1, n. 2, p. 52-56, maio/jun. 2013.
- 75 SHIRDEL, M.; MIRZADEH, H.; PARSA, M. H. Nano/ultrafine grained austenitic stainless steel through the formation and reversion of deformation-induced martensite: mechanisms, microstructures, mechanical properties, and TRIP effect. **Materials Characterization**, v. 103, p. 150-161, 2015.
- 76 FISCHER, R. R. **Preparação e caracterização por EBSD e indentação instrumentada de superfícies após tratamentos de nitretação por plasma do aço inoxidável AISI 304**. 2017. 62 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville, 2017.
- 77 FERREIRA, F. O. **Desenvolvimento microestrutural e de orientações cristalográficas preferenciais em agregados de hematita: resultados obtidos a partir de formações ferríferas do Quadrilátero Ferrífero-MG e modelagem viscoplástica**. 2016. 65 f. Dissertação (Mestrado em Geologia) – Universidade de Brasília, Brasília, 2016.
- 78 DONG, F. et al. Flow behaviors and deformation mechanism of WQ-tempered Al–Li alloy at cryogenic temperatures. **Materials Science & Engineering A**, v. 809, p. 141-150, 2021.