



EDUARDO BERTONI DA FONSECA

Simulação física do processo de soldagem por atrito com pino não consumível do aço inoxidável duplex UNS S32205

67/2013

**CAMPINAS
2013**



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

EDUARDO BERTONI DA FONSECA

Simulação física do processo de soldagem por atrito com pino não consumível do aço inoxidável duplex UNS S32205

Orientador: Prof. Dr. Antonio Jose Ramirez Londono
Coorientador: Prof. Dr. Sérgio Tonini Button

Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na Área de Materiais e Processos de Fabricação.

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO FINAL
DA DISSERTAÇÃO DEFENDIDA PELO ALUNO
EDUARDO BERTONI DA FONSECA, E ORIENTADA
PELO PROF. DR. ANTONIO JOSE RAMIREZ LONDONO.

ASSINATURA DO ORIENTADOR

**CAMPINAS
2013**

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

F733s Fonseca, Eduardo Bertoni da, 1988-
Simulação física do processo de soldagem por atrito
com pino não consumível do aço inoxidável duplex UNS
S32205 / Eduardo Bertoni da Fonseca. – Campinas, SP :
[s.n.], 2013.

Orientador: Antonio Jose Ramirez Londono
Coorientador: Sérgio Tonini Button
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Solda e soldagem. 2. Torção. 3. Deformação
plástica. 4. Recristalização (Metalurgia). 5.
Caracterização de materiais. I. Ramirez Londono,
Antonio Jose. II. Button, Sérgio Tonini, 1958-. III.
Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de
Engenharia Mecânica. IV. Título.

Título em inglês: Physical simulation of UNS S32205 duplex stainless steel
friction stir welding

Palavras-chave em inglês: welding, torsion, plastic strain, recrystallization
(metallurgy), characterization and evaluation of
materials

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Antonio Jose Ramirez Londono, Renato Pavanello, Hugo
Ricardo Zschommler Sandim.

Data da defesa: 25/07/2013

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

**Simulação física do processo de soldagem
por atrito com pino não consumível do aço
inoxidável duplex UNS S32205**

Autor: Eduardo Berton da Fonseca

Orientador: Prof. Dr. Antonio Jose Ramirez Londono

Coorientador: Prof. Dr. Sérgio Tonini Button

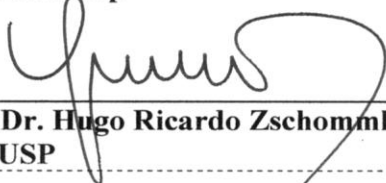
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



**Prof. Dr. Antonio Jose Ramirez Londono, Presidente
LNNano/CNPEM – FEM/Unicamp**



**Prof. Dr. Renato Pavanello
FEM/Unicamp**



**Prof. Dr. Hugo Ricardo Zschommler Sandim
EEL/USP**

Campinas, 25 de julho de 2013

À minha família,
que me mostrou o prazer em aprender
e que me apoia incondicionalmente.

Agradecimentos

Agradeço àqueles que colaboraram de formas diversas ao andamento e à conclusão deste trabalho. Aos colegas, sou grato pelo apoio técnico e científico e pelo ambiente de trabalho acolhedor e desafiador. Das fundações e empresas, ressalto o valor do apoio institucional e financeiro. Agradeço, especificamente:

Aos meus coorientadores, Prof. Dr. Antonio Jose Ramirez Londono e Prof. Dr. Sérgio Tonini Button, pela orientação, pelo incentivo e pela disposição em compartilharem de seus conhecimentos.

Ao Prof. Dr. Sérgio Tonini Button pela realização das simulações numéricas dos ensaios de torção e pelo valioso auxílio na interpretação dos dados.

Ao Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos pela colaboração e pelas produtivas discussões envolvendo a soldagem e a metalurgia dos aços inoxidáveis duplex.

À Dra. Maysa Terada pelo suporte profissional e científico.

Aos integrantes do LNNano pela colaboração para o andamento deste trabalho.

Aos Engs. Thaís Alonso e Leonardo Wu, não só pelo companheirismo, mas também pelos auxílios diversos com o simulador termomecânico.

Ao Eng. Hugo Sakai Idagawa pela realização das simulações numéricas de distribuição de temperatura nos corpos de prova de torção e pelas discussões envolvendo os modelos matemáticos da soldagem por atrito.

Ao Dr. Johnnatan Rodriguez Fernandez pelas discussões e ajudas diversas.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP) pela concessão da bolsa de mestrado (processo 2011/04889-7).

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo auxílio financeiro dado através do Projeto Universal (processo 475838/2011-4).

À Aperam pela doação de material.

À Petrobras pelo suporte financeiro do projeto.

Ao LNNano/CNPEM e à FEM/Unicamp por disponibilizarem suas infraestruturas e suas instalações para o desenvolvimento deste trabalho.

E a Unicamp por me abrir as portas desde a graduação e por me incentivar à pesquisa.

*O terreno é fértil, a semente é boa,
vale a pena plantar!*

Amélia Pires Palermo

Resumo

FONSECA, Eduardo Bertoni da, *Simulação física do processo de soldagem por atrito com pino não consumível do aço inoxidável duplex UNS S32205*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2013.

Simulação física da soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC) foi realizada com o objetivo de se determinar as condições termomecânicas impostas ao material durante o processo, as quais são essenciais para o melhor entendimento da soldagem e para o desenvolvimento da simulação numérica da SAPNC. Por isso, ensaios de torção a quente foram realizados no aço inoxidável duplex (AID) UNS S32205 utilizando um simulador termomecânico Gleeble 3800[®]. Foi desenvolvido um sistema de resfriamento com nitrogênio líquido para se reproduzir, nos ensaios de torção, a história térmica medida durante a SAPNC do AID. Assim, foram reproduzidas as microestruturas da zona termomecanicamente afetada (ZTMA), tanto do lado de avanço quanto do lado de retrocesso, e da zona misturada (ZM) central. As microestruturas foram comparadas em termos de morfologia, de fração volumétrica, de tamanho de grão médio e de fração recristalizada de cada fase, por meio de microscopia óptica e difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Além disso, foram analisados os mecanismos de amaciamento de cada fase durante a deformação a quente. Simulações numéricas do ensaio de torção foram realizadas para determinar a deformação verdadeira e a taxa de deformação em cada região simulada. A ZTMA foi simulada fisicamente a 1030 °C, 500 a 750 rpm e 0,50 a 0,75 revolução, o que corresponde a deformações verdadeiras entre 0,50 e 0,65 e taxa de deformação de 11 s⁻¹. Embora tenha sido observada boa semelhança morfológica, o tamanho de grão médio das regiões simuladas se mostrou inferior àquele da ZTMA real. Observou-se recristalização dinâmica contínua da ferrita e recristalização dinâmica parcial da austenita, resultando em estrutura majoritariamente deformada. Já a ZM foi simulada fisicamente a 1130 °C, 500 a 750 rpm e 1,2 revolução, o que corresponde a deformação verdadeira de 1,30 e taxa de deformação de 15 s⁻¹. O refinamento de grão da ZM foi reproduzido pelos ensaios de torção, porém com pequenas diferenças morfológicas devido à falta de mistura mecânica na simulação física. Foi apontada a ocorrência de recuperação e recristalização dinâmicas na austenita e recristalização dinâmica contínua na ferrita.

Palavras Chave: solda e soldagem, torção, deformação plástica, recristalização (metalurgia), caracterização de materiais.

Abstract

FONSECA, Eduardo Bertoni da, *Physical simulation of UNS S32205 duplex stainless steel friction stir welding*, Campinas: School of Mechanical Engineering, University of Campinas, 2013.

Physical simulation of friction stir welding (FSW) was employed to determine the thermomechanical conditions imposed to the material during the process, which are essential for the better understanding of the process and for the development of FSW numerical simulation. Therefore, hot torsion tests were carried out on UNS S32205 duplex stainless steel (DSS) using the thermomechanical simulator Gleeble 3800[®]. A liquid nitrogen quench system was developed in order to reproduce during the torsion tests the thermal history previously measured during FSW of the DSS. As a result, the microstructures from the thermomechanically affected zone (TMAZ), both advancing and retreating sides, and from the center of the stir zone (SZ) were reproduced. Microstructures were compared in terms of morphology, volume fraction, average grain size, and recrystallized fraction of each phase, by means of optical microscopy and electron backscattered diffraction (EBSD). Moreover, the softening mechanisms of each phase during hot deformation were investigated. Numerical simulation of the torsion tests were carried out in order to determine the true strain and the strain rate associated with each simulated microstructure. The TMAZ was physically simulated at 1030 °C, 500 to 750 rpm, and 0.50 to 0.75 revolution, which corresponds to true strains between 0.50 and 0.65, and strain rate of 11 s⁻¹. Although good morphological resemblance was observed, the average grain size of the simulated regions remained smaller than the real TMAZ. The softening mechanisms observed were continuous dynamic recrystallization of the ferrite and partial dynamic recrystallization of the austenite, which resulted in a highly deformed structure. The SZ was simulated at 1130 °C, 500 to 750 rpm, and 1.2 revolution, which corresponds to true strain of 1.30 and deformation rate of 15 s⁻¹. The grain refinement reported in the SZ was reproduced by the torsion tests, but morphological differences were observed due to the absence of stirring in the physical simulation. Dynamic recovery and dynamic recrystallization of the austenite were observed, as well as the continuous dynamic recrystallization of the ferrite.

Key Words: welding, torsion, plastic strain, recrystallization (metallurgy), characterization and evaluation of materials.

Lista de Ilustrações

Figura 3.1:	Microestrutura típica de aço inoxidável duplex UNS S32205 laminado a quente. Lamelas alongadas de austenita em matriz ferrítica. MO (DUPREZ, 2002).	4
Figura 3.2:	Gráfico comparativo entre aços inoxidáveis duplex e austeníticos em termos de resistência mecânica e à corrosão (apontada pelo CPT, ou temperatura crítica de pite). AID apresentam maior resistência mecânica do que aços inoxidáveis austeníticos para um mesmo nível de resistência à corrosão. Adaptado de Johansson (2011). ..	10
Figura 3.3:	Desenho esquemático do processo de SAPNC: (1A) e (1B) chapas do material sendo soldado, (2) linha de solda, (3) ombro da ferramenta, (4) pino, (5) corpo da ferramenta, (6) apoio das chapas ou <i>backing</i> , (7) sistema de acoplamento da ferramenta e (8) direção de soldagem. Adaptado de Thomas (1991).	22
Figura 3.4:	Seção transversal de uma junta soldada pelo processo de SAPNC destacando as diferentes regiões microestruturais e os lados de avanço e de retrocesso. Adaptado de Mishra (2007).	24
Figura 3.5:	Ferramenta de SAPNC utilizada para soldagem do AID UNS S32205 (SANTOS, 2012).	27
Figura 3.6:	Macrografia do AID UNS S32205 soldado a 200 rpm e 100 mm.min ⁻¹ em chapa de 6 mm e micrografias das diferentes zonas consequentes do processo de SAPNC. Lamelas de austenita alongadas são observadas na ZTMA, mas apenas no lado de retrocesso são observados diversos contornos de grão dentro das lamelas. ZM composta por uma estrutura duplex bastante refinada. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO ₃ . Adaptado de Santos (2012).	27
Figura 3.7:	Montagem experimental para levantamento da história térmica da SAPNC. Adaptado de Santos (2012).	28
Figura 3.8:	História térmica medida por termopares localizados na interface da junta soldada e a 4 e 8 mm da interface nos lados de avanço (LA) e de retrocesso (LR). Os termopares foram soldados 2 mm abaixo da superfície soldada, como indicado na Figura 3.7. O AID UNS S32205 foi soldado a 200 rpm e 100 mm.min ⁻¹ . Adaptado de Santos (2012).	29
Figura 3.9:	Micrografias do aço HSLA-65 referentes (a) à ZM do processo de SAPNC e (b) à simulação física por ensaio de torção a quente. Adaptado de Sinfield (2007).	35
Figura 4.1:	Diagrama de fases pseudo-binário do AID UNS S32205. A linha tracejada indica a composição química do material estudado.	39
Figura 4.2:	Lamelas de austenita (fase clara) em matriz de ferrita (fase escura) do metal de base UNS S32205. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO ₃	40
Figura 4.3:	Simulador termomecânico Gleeble 3800® com módulo de torção e sistema de resfriamento com nitrogênio líquido.	41

Figura 4.4:	Câmara do módulo de torção do simulador termomecânico após ensaio. A garra à esquerda é responsável pela movimentação longitudinal e à direita, pela rotação. .	42
Figura 4.5:	Montagem do sistema de resfriamento com gás do simulador termomecânico, o qual permite o resfriamento tanto interno quanto externo do corpo de prova. Sistema inicialmente proposto por Norton (2006).	43
Figura 4.6:	História térmica medida durante o resfriamento dos corpos de prova de torção com fluxos de argônio (Ar), hélio (He) e nitrogênio líquido (LN ₂) e história térmica medida durante SAPNC do AID UNS S32205 na região central da junta soldada.	44
Figura 4.7:	Detalhe do sistema de resfriamento com nitrogênio líquido projetado mostrando a válvula solenoide, responsável pelo acionamento do fluxo, e a válvula de purga. .	45
Figura 4.8:	Esquema do ensaio realizado no simulador termomecânico. O corpo de prova é aquecido até a temperatura de ensaio à taxa de 100 °C.s ⁻¹ e mantido nessa temperatura por 0,5 s. Após o patamar, a torção é aplicada e, em seguida, o sistema de resfriamento com nitrogênio líquido é ativado. A curva de resfriamento segue a história térmica medida durante a SAPNC.	46
Figura 4.9:	Desenho esquemático da seção útil do corpo de prova de torção com indicação da localização dos termopares utilizados para levantamento da distribuição de temperatura. Dimensões em milímetros.	47
Figura 4.10:	Montagem utilizada para o levantamento da distribuição de temperatura ao longo do comprimento da seção útil do corpo de prova de torção.	48
Figura 4.11:	Perfis de temperatura do corpo de prova submetido a aquecimento até a temperatura de patamar de 1130 °C, sem deformação.	48
Figura 4.12:	Modelo geométrico do ensaio de torção utilizado para simulação numérica por elementos finitos realizada no software COMSOL para obtenção da história térmica à qual foi submetido o corpo de prova. Dimensões em polegadas.	49
Figura 4.13:	Distribuição de temperatura simulada numericamente por elementos finitos (linhas contínuas) em comparação com os dados experimentais de temperatura. Foram simuladas duas temperaturas de patamar, de 1030 e 1130 °C. O eixo de distância se inicia no centro do corpo de prova e aumenta em direção à garra de fixação, como indicado na Figura 4.12.	50
Figura 4.14:	Malha de elementos finitos utilizada na simulação numérica dos ensaios de torção.	54
Figura 4.15:	Exemplo de simulação numérica do ensaio de torção, indicando a distribuição de deformação verdadeira.	55
Figura 5.1:	Quatro repetições do ciclo térmico simulado (linhas contínuas) a partir da história térmica medida durante a SAPNC (linha pontilhada). O perfil de temperatura durante a SAPNC é o mesmo mostrado em vermelho na Figura 3.8, referente ao centro da junta soldada (SANTOS, 2012).	56

Figura 5.2:	Ciclo térmico em resfriamento acelerado (linha contínua) em comparação com a história térmica medida durante a SAPNC (linha pontilhada) no centro da junta soldada.	57
Figura 5.3:	Mapas obtidos pela técnica de EBSD: (a) índice de qualidade de imagem e contornos de grão entre 5 e 15°, em verde, e a partir de 15°, em preto; (b) contraste de fase, austenita em vermelho e ferrita em azul.	59
Figura 5.4:	Mapas de fração recristalizada da (a) ferrita e (b) austenita. Em azul, regiões recristalizadas; em amarelo, regiões subestruturadas; e em vermelho, regiões deformadas.	59
Figura 5.5:	Esquema representativo da obtenção de amostras dos corpos de prova submetidos à torção para análise metalográfica e obtenção de imagens por MO.	60
Figura 5.6:	Micrografia de amostra submetida à torção a 1260 °C, 750 rpm e 1,0 revolução com sistema de resfriamento com gás hélio. Microestrutura refinada, porém com elevada fração volumétrica de ferrita: 73%-vol. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO ₃	61
Figura 5.7:	Micrografias das amostras de simulação física submetidas à torção à temperatura de patamar de 1130 °C e a diferentes velocidades de rotação e números de revolução. Todas as imagens foram obtidas na região central do comprimento útil do corpo de prova e próximo à superfície externa. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO ₃	63
Figura 5.8:	Micrografias (a) da ZTMA-LA do AID UNS S32205 e (b) da simulação física realizada a temperatura de patamar de 1130 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,5 revolução. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO ₃	65
Figura 5.9:	Micrografias (a) da ZTMA-LR do AID UNS S32205 e (b) da simulação física realizada a temperatura de patamar de 1130 °C, com velocidade de rotação de 500 rpm e 1,0 revolução. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO ₃	65
Figura 5.10:	Distribuição da deformação verdadeira na seção longitudinal do corpo de prova submetido à torção à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,75 revolução.	67
Figura 5.11:	Distribuição da taxa de deformação na seção longitudinal do corpo de prova submetido à torção à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,75 revolução.	67
Figura 5.12:	Linhas P1, P2 e P3 de onde foram extraídos os perfis de deformação verdadeira e taxa de deformação apresentados na Figura 5.13 e na Figura 5.14, respectivamente.	68
Figura 5.13:	Perfis de deformação verdadeira em função da posição ao longo da seção longitudinal do corpo de prova de torção. Simulação numérica do ensaio de torção realizado à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,75 revolução.	68

Figura 5.14: Perfis de taxa de deformação em função da posição ao longo da seção longitudinal do corpo de prova de torção. Simulação numérica do ensaio de torção realizado à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,75 revolução.....	69
Figura 5.15: Micrografias (a) da ZTMA-LA e (b)-(d) dos ensaios de torção à temperatura de patamar de 1030 °C realizados a (b) 500 rpm e 0,75 revolução, (c) 750 rpm e 0,5 revolução e (d) 750 rpm e 0,75 revolução. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO ₃	70
Figura 5.16: Microscopia óptica (a) da ZTMA-LR e (b) do ensaio de torção à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,75 revolução. Ataque eletrolítico com solução de HNO ₃	74
Figura 5.17: Microscopia óptica (a) da ZM e (b)-(c) dos ensaios de torção à temperatura de patamar de 1130 °C, realizados a (b) 750 rpm e 1,2 revolução, (c) 500 rpm, 1,2 revolução e com resfriamento acelerado. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO ₃	76
Figura 5.18: Fração de austenita recristalizada, subestruturada e deformada no metal de base (MB) e nos ensaios de torção a quente. Dados obtidos por EBSD.....	79
Figura 5.19: Fração de ferrita recristalizada, subestruturada e deformada no metal de base (MB) e nos ensaios de torção a quente. Dados obtidos por EBSD.	80
Figura 5.20: Figura de polo invertido da ferrita do ensaio de torção realizado à temperatura de patamar de 1130 °C com resfriamento acelerado (RA), velocidade de rotação de 500 rpm e 1,20 revolução.	81

Lista de Tabelas

Tabela 3.1:	Propriedades mecânicas de aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos e duplex. Adaptado de Gunn (2003), McGuire (2008), Outokumpu (2011) e Sandvik (2012).	11
Tabela 3.2:	Quadro-resumo da literatura sobre deformação a quente de aços inoxidáveis duplex e seus mecanismos de amaciamento.	19
Tabela 3.3:	Valores máximos de deformação verdadeira e taxa de deformação, obtidos por meio de simulação numérica do processo de SAPNC.	32
Tabela 3.4:	Valores máximos de deformação verdadeira e taxa de deformação do processo de SAPNC obtidos por meio de processamento de materiais e conseguinte observação microestrutural.	33
Tabela 3.5:	Parâmetros da simulação física utilizados para a reprodução das diferentes zonas observadas em SAPNC do aço HSLA-65: zonas misturadas de granulação grosseira (CGSZ) e de granulação fina (FGSZ) e zona termicamente afetadas interna (iHAZ) e externa (oHAZ). Os valores na tabela representam as condições limites em que as microestruturas foram observadas por Sinfield (2007). T_{ensaio} é a temperatura máxima programada no simulador e $T_{\text{região}}$, o pico de temperatura calculado para a posição onde a microestrutura é observada, a qual está a uma distância D medida a partir do lado fixo. Todos os ensaios foram limitados a uma única revolução.	36
Tabela 4.1:	Composição química em %-massa do AID UNS S32205, conforme indicado pela fabricante e conforme ensaios em laboratório especializado. Nos testes laboratoriais, os teores de C e P foram determinados por combustão, o teor de N, por condutividade térmica após fusão sob gás inerte e os demais elementos, por espectrometria de fluorescência de raios-X.	38
Tabela 4.2:	Valores máximos de temperatura obtidos na seção útil do corpo de prova de torção em ensaios sem deformação.	49
Tabela 4.3:	Equação de Hensel-Spittel e coeficientes do aço AISI 316 utilizados na simulação numérica dos ensaios de torção.	55
Tabela 5.1:	Frações volumétricas de ferrita das regiões apresentadas na Figura 5.7, determinadas por análise digital de imagem. Intervalo de confiança de 95%.	62
Tabela 5.2:	Frações volumétricas de ferrita da ZTMA-LA e das microestruturas simuladas, obtidas a partir dos mapas de contraste de fase por EBSD.	70
Tabela 5.3:	Tamanhos de grão médio ferrítico e austenítico da ZTMA-LA e das microestruturas simuladas calculados por EBSD. Intervalos de confiança de 95%.	72
Tabela 5.4:	Frações de fase recristalizada da ZTMA-LA e das microestruturas simuladas, calculadas a partir de mapas de EBSD.	72

Tabela 5.5:	Deformação verdadeira e taxa de deformação, calculadas pela simulação numérica dos ensaios de torção, das regiões de simulação física da ZTMA-LA.	73
Tabela 5.6:	Frações volumétricas de ferrita da ZTMA-LR e das microestruturas simuladas, obtidas a partir dos mapas de contraste de fase por EBSD.	74
Tabela 5.7:	Tamanhos de grão médio ferrítico e austenítico da ZTMA-LR e das microestruturas simuladas calculados por EBSD. Intervalos de confiança de 95%.....	74
Tabela 5.8:	Frações de fase recristalizada da ZTMA-LR e das microestruturas simuladas, calculadas a partir de mapas de EBSD.	75
Tabela 5.9:	Frações volumétricas de ferrita da ZM e das microestruturas simuladas, obtidas a partir dos mapas de contraste de fase por EBSD.	77
Tabela 5.10:	Tamanhos de grão médio ferrítico e austenítico da ZM e das microestruturas simuladas calculados por EBSD. Intervalos de confiança de 95%.....	77
Tabela 5.11:	Frações de fase recristalizada da ZM e das microestruturas simuladas, calculadas a partir de mapas de EBSD.	78
Tabela 5.12:	Deformação verdadeira e taxa de deformação, calculadas pela simulação numérica dos ensaios de torção, das regiões de simulação física da ZM.	81

Lista de Abreviaturas e Siglas

Letras Latinas

K	- Termopar tipo Cromel/Alumel	
L	- Comprimento da seção útil do corpo de prova de torção	[mm]
Q	- Energia de ativação	[J.mol ⁻¹]
R	- Constante universal dos gases	[J.mol ⁻¹ .K ⁻¹]
r	- Raio externo da seção útil do corpo de prova de torção	[mm]
T	- Temperatura	[K], [°C]

Unidades

Letras Gregas

α	- Fase cúbica de corpo centrado (ferrita)	
γ	- Fase cúbica de faces centradas (austenita)	
ε	- Deformação verdadeira	[-],[%]
$\dot{\varepsilon}$	- Taxa de deformação	[s ⁻¹]
θ	- Ângulo de torção de uma seção do corpo de prova	[rad]
θ_C	- Ângulo mínimo para definir um subgrão	[°]
ω	- Velocidade de rotação do ensaio de torção	[rpm]

Abreviações

AID	- Aço inoxidável duplex
AILD	- Aço inoxidável <i>lean</i> duplex
 AISD	- Aço inoxidável superduplex
CDRX	- Recristalização dinâmica contínua (<i>continuous dynamic recrystallization</i>)
CPT	- Temperatura crítica de pite (<i>critical pitting temperature</i>)
DF	- Dinâmica de fluidos
DRV	- Recuperação dinâmica (<i>dynamic recovery</i>)
DRX	- Recristalização dinâmica (<i>dynamic recrystallization</i>)
EBSD	- Difração de elétrons retroespalhados (<i>electron backscatter diffraction</i>)
EFE	- Energia de falha de empilhamento (<i>stacking fault energy</i>)
GDRX	- Recristalização dinâmica geométrica (<i>geometric dynamic recrystallization</i>)
LA	- Lado de avanço
LR	- Lado de retrocesso
MB	- Metal de base
MEV	- Microscopia eletrônica de varredura
MO	- Microscopia óptica

MS	- Mecânica dos sólidos
PAPNC	- Processamento por atrito com pino não consumível (<i>friction stir processing</i>)
PCBN	- Nitreto cúbico de boro policristalino (<i>polycrystalline cubic boron nitride</i>)
RA	- Resfriamento acelerado
SAPNC	- Soldagem por atrito com pino não consumível (<i>friction stir welding</i>)
SPAPNC	- Soldagem a ponto por atrito com pino não consumível (<i>friction stir spot welding</i>)
TG	- Tamanho de grão médio
ZM	- Zona misturada (<i>stir zone</i>)
ZTA	- Zona termicamente afetada (<i>heat affected zone</i>)
ZTMA	- Zona termomecanicamente afetada (<i>thermomechanically affected zone</i>)

Siglas

CNPEM	- Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais
FEM	- Faculdade de Engenharia Mecânica
LNNano	- Laboratório Nacional de Nanotecnologia
TWI	- <i>The Welding Institute</i>
Unicamp	- Universidade Estadual de Campinas
UNS	- <i>Unified Numbering System</i>

Sumário

Agradecimentos	ix
Resumo	xiii
Abstract.....	xv
Lista de Ilustrações	xvii
Lista de Tabelas	xxv
Lista de Abreviaturas e Siglas	xxix
Sumário.....	xxxiii
1 Introdução	1
1.1 Considerações iniciais	1
1.2 Motivação	2
2 Objetivos e metas	3
2.1 Objetivo	3
2.2 Metas	3
3 Revisão bibliográfica	4
3.1 Aços inoxidáveis duplex (AID).....	4
3.1.1 Desenvolvimento e aplicações	4
3.1.2 Elementos de liga	6
3.1.3 Microestrutura	8
3.1.4 Propriedades mecânicas e resistência à corrosão	9
3.1.5 Deformação a quente e mecanismos de amaciamento	12
3.2 Soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC).....	22
3.2.1 O processo	22
3.2.2 SAPNC de aços inoxidáveis duplex	25
3.2.3 História termomecânica da SAPNC	29
3.3 Simulação física da SAPNC	34
4 Materiais, métodos e desenvolvimento de instrumentação.....	38
4.1 Material.....	38
4.2 Simulação física.....	40
4.2.1 Ensaio de torção	40
4.2.2 Corpo de prova empregado	42
4.2.3 Sistema de resfriamento	42
4.2.4 História térmica	45
4.2.5 Parâmetros de torção	51
4.3 Caracterização microestrutural	52
4.4 Difração de elétrons retroespalhados.....	52
4.5 Simulação numérica do ensaio de torção	53

5	Resultados e discussão	56
5.1	História térmica	56
5.2	Metal de base	58
5.3	Análise metalográfica	60
5.4	Zona termomecanicamente afetada	66
5.4.1	Lado de avanço	69
5.4.2	Lado de retrocesso	73
5.5	Zona misturada	75
6	Conclusões	82
7	Sugestões para trabalhos futuros.....	85
	Referências	86
	Anexo A – Corpo de prova de torção	96

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações iniciais

O processo de soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC), também conhecido, em inglês, como *friction stir welding* (FSW), foi desenvolvido no *The Welding Institute* (TWI) na Inglaterra no início da década de 1990. Esse processo de união tem sido motivo de intensa pesquisa e, nos últimos anos, vem ganhando relevância no setor produtivo devido às suas diversas vantagens técnicas e econômicas.

As aplicações industriais do processo de SAPNC na soldagem de materiais metálicos leves (com baixa temperatura de fusão), como ligas de alumínio e magnésio, são diversas e se concentram hoje nas indústrias aeroespacial e de transporte. Por outro lado, a aplicação dessa tecnologia na união de materiais com temperatura de fusão mais elevada, como ligas a base de cobre, ferro e níquel, são ainda escassas, pois a tecnologia está em desenvolvimento e existem limitações relacionadas aos materiais utilizados para fabricação das ferramentas.

Apesar dos numerosos estudos na área, pouco se conhece sobre as condições termomecânicas às quais o material é submetido durante o processo, notadamente, a deformação verdadeira e a taxa de deformação. Por outro lado, simulações físicas têm sido utilizadas com sucesso para reprodução microestrutural de processos de conformação mecânica e de ciclos térmicos de soldagem. Assim, buscou-se a implementação da simulação física do processo de SAPNC, utilizando um simulador termomecânico Gleeble 3800®.

As informações fornecidas pela simulação física são de grande importância para o melhor entendimento do processo e das condições termomecânicas às quais os materiais são submetidos durante a SAPNC, de forma que os esforços de simulação numérica do processo possam contar com os dados experimentais necessários, em particular a deformação verdadeira, a taxa de deformação e o aquecimento do material devido à deformação. O desenvolvimento da simulação numérica do processo de SAPNC é de interesse global, com o objetivo de reduzir os custos de determinação de parâmetros de soldagem, uma vez que esta etapa ainda tem custo operacional elevado, principalmente em materiais de alto ponto de fusão.

O módulo de torção do simulador físico Gleeble® 3800 foi utilizado para simular as

condições termomecânicas impostas ao aço inoxidável duplex (AID) UNS S32205 durante o processo de SAPNC. A utilização desse simulador para o estudo do processo foi proposta pela equipe do Prof. John C. Lippold em 2006 e diversos estudos realizados mostraram resultados positivos, porém com ampla margem para melhorias.

1.2 Motivação

Apesar de se tratar de um desenvolvimento recente, a SAPNC tem sido extensivamente estudada e muito já foi publicado quanto à determinação de parâmetros de soldagem para diferentes materiais, análises microestruturais, avaliações de resistência mecânica e tenacidade, estudos de resistência à corrosão, determinações de textura, estudo das propriedades tribológicas, entre outros. No entanto, o desenvolvimento de simulação numérica do processo tem esbarrado em dificuldades relacionadas às condições termomecânicas impostas ao material durante a soldagem. Sabe-se que o material está sujeito a tensões cisalhantes, mas pouco se conhece sobre a deformação verdadeira e a taxa de deformação nas diferentes zonas da junta soldada. Visando maior entendimento sobre o processo de SAPNC, propõe-se o uso de simulação física para avaliar as condições de deformação do material. A simulação física consiste em tentar reproduzir, de forma controlada, a microestrutura observada no processo real por meio de um simulador termomecânico. Ao se variar os parâmetros de simulação e comparando as microestruturas obtidas com as reais, é possível determinar as condições de deformação, em particular, temperatura, deformação verdadeira e taxa de deformação. Com isso, a simulação numérica do processo torna-se mais confiável, permitindo redução de custos por meio da avaliação prévia do comportamento do material durante a soldagem.

2 OBJETIVOS E METAS

2.1 Objetivo

Realizar a simulação física do processo de SAPNC por meio de ensaios de torção a quente para reproduzir as microestruturas observadas após a soldagem, de forma a determinar as condições termomecânicas às quais o AID UNS S32205 é submetido durante o processo.

2.2 Metas

- Desenvolver instrumentação e implementar a simulação física do processo de SAPNC por meio de ensaios de torção a quente;
- Reproduzir, por meio de simulação física, as microestruturas observadas nas diferentes zonas da junta soldada por SAPNC do AID UNS S32205;
- Comparar as microestruturas observadas em SAPNC e as obtidas por simulação física em termos de:
 - Morfologia das fases;
 - Fração volumétrica de ferrita;
 - Tamanho de grão médio;
 - Fração de fase recristalizada;
- Determinar os valores de deformação verdadeira e taxa de deformação das microestruturas observadas na simulação física, por meio de simulação numérica dos ensaios de torção;
- Correlacionar, por meio de análise microestrutural, a deformação verdadeira e a taxa de deformação com cada zona observada no processo de SAPNC.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços inoxidáveis duplex (AID)

3.1.1 Desenvolvimento e aplicações

Aços inoxidáveis duplex (AID) apresentam estrutura composta por duas fases, ferrita e austenita, em quantidades similares (Figura 3.1), de forma a aliar elevada resistência mecânica à excelente resistência à corrosão em meios agressivos. A primeira referência a aços duplex data de 1927 (BAIN, 1927), quando foi reportada a estrutura ferrítica/austenítica e, a partir de então, diversas ligas foram patenteadas (GUNN, 2003). No entanto, o pouco conhecimento sobre a metalurgia física do sistema e as limitações nos métodos de produção impossibilitaram a criação de uma liga que aliasse resistência mecânica e ductilidade com boa conformabilidade. Com isso, os AID de primeira geração ocuparam apenas um nicho de mercado até a década de 1960.

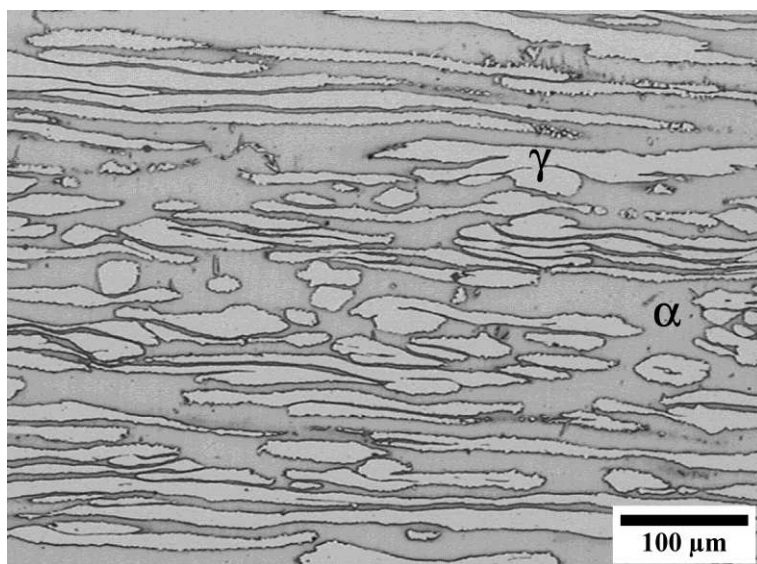


Figura 3.1: Microestrutura típica de aço inoxidável duplex UNS S32205 laminado a quente. Lamelas alongadas de austenita em matriz ferrítica. MO (DUPREZ, 2002).

Entre as décadas de 1960 e 1970, três fatores impulsionaram a produção dos AID: a queda na oferta de níquel disparou o preço dos aços austeníticos; o aumento da atividade de extração de

petróleo em ambiente marinho elevou a demanda de materiais de elevada resistência à corrosão; e o desenvolvimento de técnicas de produção, como a descarbonetação argônio oxigênio (*argon oxygen decarburisation*, AOD), permitiu melhor controle sobre a composição, especialmente na redução dos teores de carbono, enxofre e oxigênio e no aumento do teor de nitrogênio. Consequentemente, houve uma melhoria significativa nas propriedades mecânicas, principalmente na resistência à corrosão sob tensão e na conformabilidade.

Entretanto, os AID ainda eram conhecidos por estarem sujeitos à corrosão intergranular e por serem particularmente afetados após a soldagem a arco (BADJI, 2008; CAPELLO, 2003; CHEN, 2012; FERRO, 2008; GARCIA-GARCIA, 2006; MOURAD, 2012; MUTHUPANDI, 2003; RAMIREZ, 2003). Porém, descobriu-se que a adição de titânio, em aproximadamente 0,4%-massa, reduzia a frequência de corrosão intergranular, além de restringir o crescimento excessivo dos grãos de ferrita na zona termicamente afetada (ZTA) após a soldagem (GUNN, 2003). Isso porque a formação de carbonetos de titânio é preferencial frente aos carbonetos de cromo. No entanto, algumas ligas de segunda geração ainda eram susceptíveis à corrosão intergranular sob determinadas condições (HENRIKSON, 1975; KORDATOS, 2001). Acreditava-se que isto era devido à elevada relação cromo/níquel equivalente, o que resultava em uma ZTA quase completamente ferrítica e com crescimento de grão. Uma vez que a solubilidade do carbono e do nitrogênio na ferrita é muito pequena, os carbonetos e nitretos precipitam nos contornos de grão, causando sensitização, isto é, falta localizada de cromo na matriz. Para solucionar o problema, maiores teores de níquel e nitrogênio foram introduzidos, elevando a resistência à corrosão intergranular. Dessa maneira, a terceira geração dos AID caracteriza-se por elevados teores de nitrogênio, próximos ao limite de solubilidade, além de intervalos de composição menores.

Na década de 1980, foram desenvolvidas ligas com maiores teores de elementos de liga com o objetivo de elevar a resistência à corrosão em meios agressivos. Com isso, surgiu a classe de aços inoxidáveis superduplex (AISD), os quais são caracterizados por valores de número equivalente de resistência a pites, ou *pitting resistance equivalent number* (PREN), superiores a 40. O PREN é calculado a partir da composição química do material de acordo com a expressão empírica (GUNN, 2003; KIM, 2011; LIPOLD, 2005):

$$PREN = \%Cr + 3,3 \cdot (\%Mo + 0,5 \cdot \%W) + 16 \cdot \%N \quad \text{Expressão 1}$$

Desenvolvimentos mais recentes incluem a produção de aços inoxidáveis *lean duplex* (AILD), os quais são mais baratos devido à menor quantidade de elementos de liga, particularmente molibdênio. Inicialmente, a redução nos teores dos elementos de liga refletiu na resistência à corrosão. Porém, atualmente, já existem AILD comerciais que apresentam resistência mecânica similar aos AID e AISD e resistência à corrosão que se aproxima àquela dos AID de segunda geração. Ou seja, mesmo com a redução do teor de elementos de liga, os métodos atuais de fabricação, aliados ao maior conhecimento sobre a metalurgia do sistema, permitem a obtenção de materiais com elevada resistência mecânica, boa resistência à corrosão e baixo custo.

As principais aplicações dos AID estão nas indústrias química, de óleo e gás, de papel e celulose e de geração de energia, onde eles são utilizados principalmente em evaporadores, dutos, digestores, trocadores de calor, unidades de dessalinização e dessulfurização, equipamentos para destilação e tanques de condução e armazenamento de materiais corrosivos. AISD utilizados em ambientes marinhos e submetidos a até 70 °C apresentaram excelente comportamento mecânico e de resistência à corrosão. Além disso, em comparação com aços inoxidáveis austeníticos de mesma resistência à corrosão, os AID apresentam maior resistência mecânica e menor teor de níquel, sendo, portanto, mais interessantes economicamente.

3.1.2 Elementos de liga

O elemento de liga presente em maior quantidade nos AID é o cromo, o qual promove aumento da resistência à corrosão, por meio da formação de uma camada passiva (GUNN, 2003). Em teoria, pode-se aumentar a resistência à corrosão com maiores teores de cromo, porém isso também leva à precipitação de fase σ e consequente perda de ductilidade, resistência à corrosão e tenacidade. A resistência à corrosão por pites e por frestas de AID em meios agressivos pode ser melhorada com a adição de molibdênio. No entanto, o teor desse elemento deve ser restrito a no máximo 4%-massa de forma a evitar a formação da fase σ durante o trabalho a quente. O molibdênio, assim como o cromo e o nióbio, é estabilizador da ferrita.

Por outro lado, são adicionados níquel, nitrogênio e cobre para estabilizar a austenita e para se obter a proporção de fases almejada. O níquel tem um importante papel no aumento da resistência à corrosão, porém sua principal função em AID está relacionada ao balanço entre as

fases e à partição de elementos. Altos teores de níquel acarretam em maior fração austenítica e maiores teores de cromo e molibdênio na ferrita remanescente. Isso acelera a decomposição da ferrita em uma fase rica em cromo (α') e outra rica em ferro, o que fragiliza o material.

A adição de nitrogênio não só aumenta a resistência à corrosão por pites em AID, como também promove aumento de resistência mecânica por efeito de solução sólida intersticial. Além disso, o nitrogênio também inibe a precipitação de fases deletérias, como σ e χ , por reduzir a partição do cromo (MCGUIRE, 2008). Maiores teores de nitrogênio promovem redução da distância entre as lamelas de austenita, já que aumenta a fração volumétrica dessa fase. Como consequência, o risco de formação de nitretos é reduzido com o aumento do teor de nitrogênio (GUNN, 2003).

Em aços austeníticos, o manganês é visto como um estabilizador de austenita. Porém, em AID, a adição desse elemento parece afetar muito pouco a proporção das fases, sendo sua maior contribuição o aumento da solubilidade do nitrogênio. Além disso, o manganês aumenta a resistência mecânica, à abrasão e ao desgaste, sem perda de ductilidade. No entanto, o manganês também aumenta a faixa de temperaturas em que ocorre a precipitação da fase σ , além de aumentar sua taxa de formação.

O efeito benéfico da adição de cobre para redução da taxa de corrosão e para aumento da usinabilidade de AID é restrito para teores de até 2%-massa. Maiores concentrações desse elemento promovem perda de ductilidade a quente além de endurecimento por precipitação. A adição de baixos teores de tungstênio mostrou-se benéfica à resistência à corrosão por pites e por frestas, evitando a precipitação da fase χ . Embora a adição de silício eleve a resistência à oxidação em elevadas temperaturas, seu teor normalmente é limitado a 1%-massa de forma a evitar a formação de σ .

Por sua vez, os teores de carbono, enxofre e fósforo em AID são controlados a níveis residuais de forma a manter as propriedades desejadas em cada material. O teor de carbono é normalmente limitado a 0,02 ou 0,03%-massa para evitar a precipitação de carbonetos de cromo, os quais atuam como locais preferenciais para corrosão por pites. Da mesma forma, o teor de enxofre é mantido baixo, mas não eliminado, de forma a aumentar a penetração da soldagem a arco. Os teores de carbono e enxofre podem ser controlados pelo processo de fabricação dos AID, enquanto o fósforo só pode ser reduzido adotando-se boas práticas de fundição (GUNN, 2003).

3.1.3 Microestrutura

Além das fases ferrita (α) e austenita (γ), respectivamente, cúbica de corpo centrado e cúbica de faces centradas, que compõem os AID, outras fases também podem ser encontradas por efeitos de tratamentos térmicos. No entanto, estas fases geralmente não são desejadas, pois afetam tanto a resistência mecânica, quanto a resistência à corrosão (GUNN, 2003).

A fase α' se forma à temperatura mais baixa, entre 300 e 525 °C, e promove endurecimento e fragilização do material (MCGUIRE, 2008). Essa fase é consequência do *gap* de solubilidade no sistema Fe-Cr e pode se formar tanto por decomposição espinodal, quanto por nucleação e crescimento (GUNN, 2003).

A formação de austenita secundária (γ_2) pode ocorrer de diversas maneiras dependendo da temperatura e do processo de formação. Em temperaturas abaixo de 650 °C, γ_2 é resultado de uma transformação rápida e sem difusão, semelhante à transformação martensítica, o que leva a fase transformada a ter a mesma composição da fase γ ao seu redor. Em temperaturas entre 650 e 800 °C, a difusão já é mais propícia e diversas formas de austenita de Widmanstätten podem precipitar. Devido à difusão, o precipitado tem maior teor de níquel e menores teores de cromo e nitrogênio.

Na faixa de temperaturas entre 700 e 900 °C, o eutetóide $\alpha \rightarrow \gamma_2 + \sigma$ pode se formar devido à absorção de níquel pela austenita secundária e pela rejeição de cromo e molibdênio, os quais promovem a formação da fase σ . Por sua vez, a fase tetragonal σ , rica em cromo e molibdênio, é um precipitado frágil que se forma entre 600 e 1000 °C e que afeta drasticamente a resistência à corrosão dos AID (MCGUIRE, 2008). A fase χ se forma entre 700 e 900 °C em pequenas quantidades e, assim como a fase σ , é encontrada na interface ferrita-austenita, reduzindo tanto a resistência à corrosão quanto a tenacidade do material (GUNN, 2003).

Nitretos de cromo Cr_2N podem se formar devido à baixa solubilidade do nitrogênio na ferrita e à maior fração volumétrica desta fase em elevadas temperaturas. Como consequência, formam-se precipitados aciculares intragranulares. Nitretos intergranulares também se formam após exposição a temperaturas entre 700 e 950 °C nos contornos de grão ferríticos, reduzindo a resistência à corrosão por pites.

Atualmente, as composições dos AID apresentam teor muito baixo de carbono, o que reduz a precipitação de carbonetos do tipo M_{23}C_6 e M_7C_3 . No entanto, em ligas que contém 0,03%-massa

de carbono, a precipitação de carbonetos pode levar menos de um minuto na faixa entre 650 e 950 °C. A precipitação ocorre preferencialmente em contornos de grão ferrita-austenita, onde a ferrita rica em cromo encontra-se com a austenita rica em carbono. Como resultado, forma-se uma região pobre em cromo, a qual fica sujeita à corrosão intergranular.

As fases Laves, π e τ também afetam negativamente as propriedades dos AID, porém são resultantes de longas horas de exposição a temperaturas entre 550 e 650 °C. Por fim, em ligas com alto teor de cobre e/ou molibdênio, a fase ϵ pode se formar após longas horas de exposição a temperaturas próximas a 500 °C. A precipitação dessa fase na forma de partículas extremamente finas promove o endurecimento do material, que pode ser benéfica (GUNN, 2003).

3.1.4 Propriedades mecânicas e resistência à corrosão

A combinação de ferrita e austenita com frações volumétricas quase iguais garante a melhor relação entre propriedades mecânicas e resistência à corrosão (MCGUIRE, 2008). Por exemplo, o aço 2304 (UNS S32304), considerado um *lean duplex*, apresenta resistência à corrosão comparável ao 316L, porém com o dobro de resistência à tração. Os AISD, os quais têm maior teor de elementos de liga, como o 2507 (UNS S32750), competem com aços superausteníticos em termos de resistência à corrosão e, ainda assim, apresentam resistência mecânica superior. Essa combinação de propriedades permite que sejam utilizados componentes de menor seção, reduzindo não só o peso das estruturas, mas também o capital investido. Na Figura 3.2, estão representados alguns dos aços inoxidáveis duplex e austeníticos mais comuns em termos de resistência mecânica, apontada pelo limite de escoamento, e de resistência à corrosão, pela temperatura crítica de pites (*critical pitting temperature* - CPT) (JOHANSSON, 2011). Observa-se que, para cada aço austenítico, existe um aço duplex com resistência à corrosão equivalente, porém com maior resistência mecânica. Esta é a principal vantagem dos AID frente aos aços inoxidáveis austeníticos.

Idealmente, espera-se que tanto a matriz ferrítica quanto as lamelas de austenita apresentem a mesma resistência à corrosão, embora cada uma tenha uma composição diferente. Nas primeiras gerações de AID, o baixo teor de nitrogênio fazia com que a ferrita, com maior concentração de cromo e molibdênio, tivesse resistência à corrosão mais elevada. No entanto, a adição de nitrogênio eleva a resistência à corrosão da austenita até o ponto em que ela se torna semelhante àquela da

ferrita. Esse equilíbrio entre as fases foi a principal restrição para o desenvolvimento desta classe de aços, pois só foi possível a partir do desenvolvimento de técnicas que permitiram elevar a concentração de nitrogênio ao máximo de solubilidade, como a AOD (MCGUIRE, 2008). O nitrogênio se concentra quase que totalmente na austenita, atraindo mais cromo para esta fase e, conseqüentemente, elevando a resistência à corrosão por pites. Além disso, a solução sólida intersticial formada pelo nitrogênio aumenta a resistência mecânica da austenita e retarda a formação de fases intermetálicas, como σ e χ , por meio da redução da partição do cromo (GUNN, 2003).

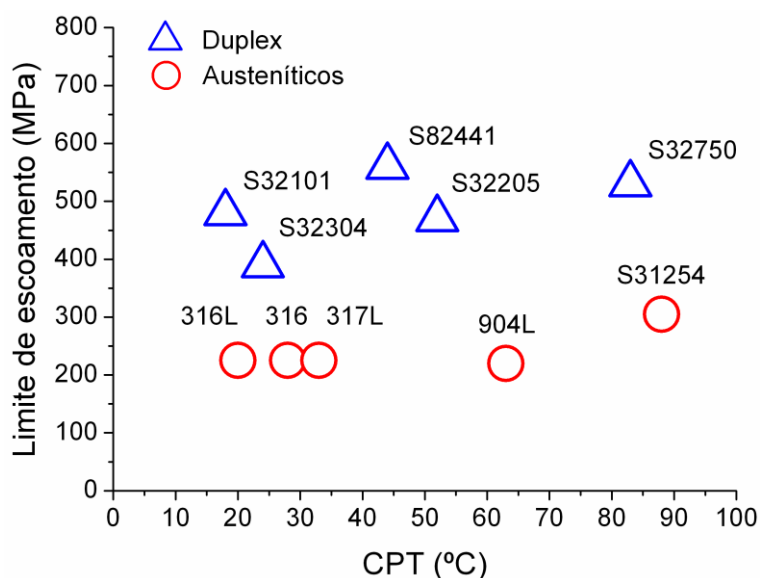


Figura 3.2: Gráfico comparativo entre aços inoxidáveis duplex e austeníticos em termos de resistência mecânica e à corrosão (apontada pelo CPT, ou temperatura crítica de pite). AID apresentam maior resistência mecânica do que aços inoxidáveis austeníticos para um mesmo nível de resistência à corrosão. Adaptado de Johansson (2011).

Em geral, os AID apresentam resistência mecânica superior à maioria dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, como pode ser visto na Tabela 3.1. A elevada resistência mecânica é proveniente de diferentes mecanismos que atuam simultaneamente em AID:

- Solução sólida intersticial de nitrogênio e carbono;
- Solução sólida substitucional de cromo, molibdênio, níquel, entre outros elementos;
- Refinamento de grão devido à presença de duas fases;
- Endurecimento da ferrita, que, à temperatura ambiente, tende a ser mais dura do que

a austenita com composição similar;

- Deformação induzida pela diferente contração das duas fases durante o resfriamento.

Tabela 3.1: Propriedades mecânicas de aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos e duplex. Adaptado de Gunn (2003), McGuire (2008), Outokumpu (2011) e Sandvik (2012).

Aço inoxidável		Limite de escoamento (MPa)	Redução de área (%)	Dureza Brinell
Ferrítico	S40900	205	20	179
	S44700	415	20	223
Austenítico	S31603	170	40	217
	S31254	300	35	223
Duplex	S32101	450	30	-
	S32205	460	25	290
	S32304	400	25	-
	S32750	550	15	310
	S32760	550	25	270
	S32707	700	25	320*

* Valor de dureza Brinell convertido a partir do valor em Rockwell C de acordo com a norma DIN 50150:2000-10.

De fato, um maior teor de nitrogênio promove aumento de resistência mecânica na austenita, fase na qual o nitrogênio tem maior solubilidade, chegando ao ponto de a austenita ter maior resistência mecânica que a ferrita.

Em termos de tenacidade, os AID apresentam comportamento intermediário entre os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. O teor de elementos residuais tem grande efeito sobre essa propriedade. Por exemplo, a resistência ao impacto pode ser aumentada significativamente controlando os teores de oxigênio e alumínio. Além disso, a precipitação de α' e σ reduz drasticamente a tenacidade do material.

Em AID contendo cobre, tratamentos térmicos de envelhecimento visando endurecimento podem ser realizados, ainda mantendo uma tenacidade satisfatória. No entanto, envelhecimentos entre 300 e 400 °C podem elevar a temperatura de transição dúctil-frágil para acima da temperatura ambiente. Por isso, os AID não devem ser utilizados acima de 300 °C, a menos que seja feita uma

avaliação da tenacidade do material.

O limite de fadiga dos AID está em torno de 50% do limite de escoamento para ensaios realizados ao ar. Em ambientes agressivos, no entanto, esse limite pode ser inferior. Porém, quanto maior a resistência à corrosão do AID a esse meio, mais próximo o limite de fadiga se aproxima do valor determinado para o ar. Isso indica que a propagação de trincas por fadiga está diretamente relacionada à resistência à corrosão do material em um determinado meio.

As propriedades de corrosão de AID, assim como de aços inoxidáveis em geral, são definidas pela capacidade do material em formar e manter um filme passivo no meio de trabalho. AID e aços inoxidáveis austeníticos com PREN equivalentes exibem comportamento similar em termos de resistência à corrosão por pites ou por frestas em ambientes de cloretos. No entanto, variações significativas de propriedades podem ser encontradas em meios nos quais ocorre corrosão generalizada. Ainda assim, podem ser encontrados AID com resistência à corrosão em meios agressivos – como, por exemplo, ácido sulfúrico, ácido clorídrico, hidróxido de sódio, ácido fosfórico e ácidos orgânicos – ao menos equivalente àquela de aços inoxidáveis austeníticos e, até mesmo, de ligas a base de níquel em alguns casos.

3.1.5 Deformação a quente e mecanismos de amaciamento

Por se tratar de um processo de soldagem em estado sólido, a SAPNC mantém características típicas de conformação a quente. Por isso, torna-se importante estudar o material em termos de seu comportamento a alta temperatura e os mecanismos de amaciamento que são ativados nestas condições. Os AID são compostos por duas fases com comportamentos distintos: a ferrita, cuja energia de falha de empilhamento (EFE) é mais alta, tem maior tendência a sofrer recuperação, enquanto a austenita, com menor EFE, sofre, preferencialmente, recristalização (CIZEC, 1997; DUPREZ, 2002; FANG, 2009; FARNOUSH, 2010; MOMENI, 2011, 2012).

Se os processos de amaciamento ocorrem durante o trabalho a quente, diz-se que são dinâmicos; caso contrário, são classificados como estáticos. Durante a recuperação dinâmica (*dynamic recovery* – DRV), a ocorrência de escalagem e de deslizamento cruzado facilita a aniquilação de discordâncias, conferindo maior ductilidade ao material. Já em materiais com baixa EFE, as discordâncias têm menor mobilidade e a partir de um valor crítico de deformação, existe

uma força motriz para a ocorrência de recristalização dinâmica (*dynamic recrystallization* – DRX). Esses fenômenos são bem conhecidos para os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, porém o comportamento de AID deve levar em consideração a coexistência de ambas as fases.

Cizek e Wynne (1997) avaliaram o mecanismo de amaciamento da ferrita em um aço inoxidável duplex 21Cr-10Ni-3Mo por meio de ensaios de torção a quente. O material foi avaliado por microscopia óptica e eletrônica de transmissão após testes rodados à temperatura de 1200 °C e taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) de 0,7 s⁻¹. Os autores não encontraram evidências de recristalização dinâmica (DRX) da ferrita no material submetido a deformações verdadeiras (ϵ) da ordem de 1,3. O mecanismo de amaciamento observado foi classificado como recuperação dinâmica (DRV) ligado ao processo de poligonização, o qual é caracterizado pela repetida formação e desintegração de contornos de subgrãos. Com isso, os autores justificaram a formação de uma rede complexa de contornos de subgrão com ângulos de desorientação inferiores a 20°.

Em outro estudo, Iza-Mendia *et al.* (1998) também verificaram a presença de uma estrutura de subgrãos na ferrita após deformação a quente entre 1000 e 1200 °C. Os corpos de prova foram ensaiados por torção, a taxa de deformação de 1 s⁻¹ e deformação verdadeira de 1,6, e por compressão em estado plano de deformação, a 1000 °C, à mesma taxa de deformação e deformação verdadeira igual a 1,0. Notou-se que havia regiões na mesma amostra em que a austenita ora parecia pouco deformada, ora continha estrutura celular. Assim, foi reportada a partição da deformação entre as fases. Porém, concluiu-se que a DRX da austenita foi impedida no material nas condições estudadas.

Ainda por ensaios de torção, Balancin *et al.* (2000) avaliaram o efeito da proporção de fases e da interface entre ferrita e austenita nos mecanismos de amaciamento e nas curvas de escoamento utilizando aços de diferentes composições. Verificou-se que em altas frações de ferrita, as curvas de escoamento são características de materiais que sofrem amaciamento por DRX contínua (*continuous dynamic recrystallization* – CDRX). Porém, com menores teores de ferrita, a região de encruamento se torna mais evidente embora ainda seja seguida de uma extensa região de amaciamento.

Por outro lado, Duprez *et al.* (2002) avaliaram o efeito da temperatura nas curvas de escoamento devido ao fato de a proporção entre as fases se alterar em função da temperatura. Foram realizados ensaios de torção a quente em temperaturas entre 950 e 1200 °C, com taxas de deformação de 0,01 a 2 s⁻¹ com o objetivo de simular o processo de laminação a quente. Foi

determinado que a partição da deformação ocorre em valores de $\ln(Z)$ inferiores a 36, onde Z é o parâmetro Zener-Hollomon:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{Expressão 2}$$

Nesta expressão, $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação, Q é a energia de ativação, R é a constante universal dos gases e T , a temperatura. Além disso, reportou-se uma relação entre a ductilidade do material e o grau de amaciamento atingido pela austenita por meio de DRX.

Em uma série de ensaios de compressão uniaxial bastante extensa, Cabrera *et al.* (2003) observaram curvas de escoamento típicas de materiais que sofrem DRV. Os ensaios foram realizados entre 600 e 1100 °C e taxas de deformação entre 10^{-3} e 3 s^{-1} com os aços UNS S32205 e S32750. Os autores apontaram que, em temperaturas elevadas, independentemente da taxa de deformação, a morfologia das fases permanecia similar à microestrutura original, exceto pelas interfaces entre ferrita e austenita, as quais se tornaram mais serrilhadas. Em baixas temperaturas, e novamente, independentemente da taxa de deformação, as interfaces se mostraram mais retas, indicando que a ferrita foi deformada sob elevadas tensões cisalhantes. No entanto, os autores não apontam, conclusivamente, os mecanismos de amaciamento observados durante o trabalho a quente dos materiais.

Já Evangelista *et al.* (2004) avaliaram dois AID, UNS S32205 e S32304, deformados por torção entre 1000 e 1200 °C, com taxas de deformação entre 0,1 e 5 s^{-1} . Os autores apontaram que as curvas de escoamento, em baixas taxas de deformação, não exibem uma queda brusca ou oscilações de tensão características da ocorrência de DRX. A avaliação microestrutural revelou que a ferrita sofre DRV em toda a faixa de valores testados, enquanto a DRX da austenita só foi observada no AID UNS S32205 em altas temperaturas e altas taxas de deformação. Justificou-se a ausência de DRX no aço UNS S32304 à fratura prematura do material, devido às diferenças de fração volumétrica, distribuição, tamanho e forma da ferrita, bem como ao efeito do molibdênio na ocorrência de DRV.

Fang *et al.* (2009) construíram um mapa de processamento baseado em ensaios de compressão a quente realizados a temperaturas entre 1000 e 1200 °C e taxas de deformação entre 0,01 e 10 s^{-1} . Para o AID estudado, o 22Cr-1Ni-0,7Mo, com teor de nitrogênio em 0,36%-massa, duas regiões foram reportadas como seguras para o trabalho a quente, ambas em baixa taxa de

deformação, de $0,01 \text{ s}^{-1}$, e temperaturas entre 1000 e $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ e entre 1150 e $1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Nessas regiões, indicou-se a ocorrência de recristalização de ambas as fases.

Posteriormente, Farnoush *et al.* (2010) avaliaram a deformação a quente do aço UNS S32205 baseado no comportamento de cada fase isoladamente. Foram fabricadas ligas monofásicas com composições similares às aquelas observadas no AID estudado. As ligas monofásicas e o AID foram avaliados por ensaios de compressão a quente entre 800 e $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ e taxas de deformação entre 10^{-3} e 1 s^{-1} . Concluiu-se que a ferrita controla o comportamento do AID em baixos valores de Z , ou seja, em baixas taxas de deformação e altas temperaturas, e foi verificada a ocorrência de DRV da ferrita. Em condições opostas, de altas taxas de deformação e baixas temperaturas, a austenita rege o comportamento do material e o mecanismo de amaciamento predominante é a DRX. Todavia, a observação metalográfica da amostra deformada a $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ e 1 s^{-1} não revelou a ocorrência de DRX da austenita, que pode ter sido inibida pela DRV da ferrita, a qual é facilitada pelo aumento da temperatura.

Em trabalho similar, Momeni *et al.* (2013) avaliaram o comportamento mecânico de um AID UNS S32205 com base no comportamento isolado de cada fase. Para isso, foram realizados ensaios de compressão na faixa de 950 a $1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ e com taxas de deformação entre 10^{-3} e 100 s^{-1} no AID e com taxas entre 10^{-3} e 1 s^{-1} nas ligas monofásicas. A liga austenítica apresentou curvas típicas da ocorrência de DRX, porém com pequena tendência para o amaciamento, o que significa que houve pouca restauração causada por esse mecanismo. A diminuição da mobilidade das discordâncias e dos contornos de alto ângulo pelo elevado teor de elementos de liga foi apontada como a razão para a baixa tendência à recristalização do material. Já a liga ferrítica apresentou comportamento drasticamente diferente. Além de apresentar valores muito inferiores de resistência mecânica, o formato das curvas de escoamento revelaram que o processo de amaciamento em operação na ferrita durante a deformação foi a DRV. Ao comparar o comportamento das ligas monofásicas e do AID, os autores apontaram que as curvas de escoamento do AID se aproximam das curvas da liga ferrítica e que, portanto, a austenita tem pouca influência no comportamento do material bifásico. No entanto, essa influência aumenta com a taxa de deformação e com a temperatura. Há ainda uma ressalva de que, apesar de a austenita se tornar mais macia com o aumento da temperatura, a fração desta fase diminui em temperaturas mais elevadas no AID.

Em outro estudo realizado com o AID UNS S32205, notou-se que a ocorrência de DRV da ferrita é resultado da partição da deformação entre as fases e que, em altas quantidades de

deformação, parte do carregamento é, então, passada à austenita, a qual acumula deformação até o valor crítico para a DRX (MOMENI, 2011). Portanto, enquanto as condições de DRV da ferrita forem satisfeitas, ou seja, baixas taxas de deformação e elevadas temperaturas, a ocorrência de DRX da austenita é retardada. No entanto, altas taxas de deformação e temperaturas muito baixas atrasam a nucleação necessária para a ocorrência de DRX na austenita. Por isso, há um compromisso entre a transferência de carregamento da ferrita para a austenita e a nucleação de grãos austeníticos para a DRX descontínua. Os autores apontam a ocorrência de DRV da ferrita e DRX da austenita em condições intermediárias de temperatura e altas taxas de deformação (por exemplo, 1150 °C e 1 s^{-1} , nos ensaios de compressão realizados) e também sugerem que taxas de deformação ainda mais elevadas podem facilitar a DRX da austenita. Por fim, os autores também indicaram que elevadas taxas de deformação podem levar a instabilidades no escoamento do material.

Jorge Junior *et al.* (2011) realizaram ensaios de torção em temperaturas entre 900 e 1250 °C e taxa de deformação de 1 s^{-1} para avaliar a influência da microestrutura no comportamento plástico dos AID 25,5Cr-4,9Ni-1,6Mo e 22,2Cr-5,6Ni-3Mo. Dentre outras conclusões, descobriu-se que, enquanto as lamelas de austenita permanecem coerentes com a matriz ferrítica, a deformação do material é dificultada. A DRV da ferrita leva à perda de coerência e ao amaciamento do material. Já quando as fases têm frações volumétricas semelhantes, a deformação é inicialmente acomodada pela ferrita e, posteriormente, é transferida para a austenita até que seja atingida a tensão de pico. A partir deste momento, inicia-se um processo de fragmentação das lamelas de austenita.

Han *et. al* (2011) realizaram ensaios de compressão em médias e altas taxas de deformação, mais próximas aos valores esperados em SAPNC. O material utilizado foi um AID 23Cr-4Ni e foi deformado em temperaturas entre 900 e 1150 °C e taxas de deformação entre 5 e 50 s^{-1} . A observação das curvas de escoamento revela que, na taxa mais elevada, existem oscilações provavelmente causadas pela distribuição desigual de carregamento entre as fases no início da deformação. A partir do mapa de processamento criado, foi apontada uma região (temperatura de 1000 °C e taxa de deformação de 50 s^{-1}) em que a ferrita sofre DRV e a austenita sofre DRX parcial, sendo que alguns grãos permanecem alongados na direção da deformação. Porém, na temperatura de 1150 °C, foi reportada DRX da ferrita.

Por fim, Momeni *et al.* (2012) estudaram o AID UNS S32205 em compressão a quente entre 950 e 1200 °C com taxas de deformação de 10^{-3} a 1 s^{-1} . Os autores apontaram que temperaturas

elevadas reduzem a deformação crítica necessária para o início da DRX da austenita, pois os contornos de subgrão adquirem a mobilidade requerida para a ocorrência desse fenômeno. Por outro lado, altas taxas de deformação elevam a deformação crítica, uma vez que a espessura das lamelas de austenita é drasticamente reduzida. Além disso, observou-se maior fração de ferrita recristalizada no nível de temperatura mais baixo, sugerindo que o mecanismo de amaciamento não seja CDRX. Os autores sugerem que a DRV é tão lenta nesta temperatura que a maior parte da energia de deformação permanece armazenada no material até que, após o relaxamento, ocorra a recristalização estática da ferrita. Por outro lado, em temperaturas mais elevadas, onde a DRV é mais rápida, a estrutura fina da ferrita é causada por CDRX, com progressivo aumento da desorientação dos subgrãos.

De todos os trabalhos previamente referenciados e reunidos na Tabela 3.2, diversos fatores comuns podem ser apontados: há partição da deformação ainda no início do carregamento, quando a ferrita acomoda quase toda a deformação (FARNOUSH, 2010; HAN, 2011; IZA-MENDIA, 1998; JORGE JUNIOR, 2011; MOMENI, 2011, 2013). Nesta situação, a DRX da austenita é inibida pela ocorrência de DRV na ferrita, especialmente favorecida em altas temperaturas e baixas taxas de deformação (CIZEK, 1997; FARNOUSH, 2010; IZA-MENDIA, 1998; MOMENI, 2011, 2013). A DRX da austenita só deve ocorrer se houver transferência de carregamento da ferrita para a austenita, ou seja, quando a ferrita não conseguir mais acomodar a deformação. Ainda assim, é necessário fornecer ao sistema energia suficiente para a ocorrência de DRX, que pode ser na forma de temperatura ou de quantidade de deformação. Como o processo de SAPNC envolve elevadas deformações, a ocorrência de DRX da austenita é esperada, porém também podem ser atingidas condições para outros mecanismos de amaciamento, tanto na austenita, quanto na ferrita.

Nesses casos, a recristalização pode ocorrer por meio de um processo contínuo, que não envolve a nucleação e o crescimento de novos grãos e que pode ser de dois tipos: recristalização dinâmica contínua (CDRX) e recristalização dinâmica geométrica (GDRX). Esses mecanismos foram observados em regiões distintas de uma liga de alumínio soldada por SAPNC em uma configuração a topo e dissimilar da liga de alumínio com aço (TORRES, 2012).

A CDRX é caracterizada pela rotação progressiva dos subgrãos adjacentes aos contornos de alto ângulo já existentes, devido à deformação imposta ao material. Dessa forma, o centro do grão preserva contornos de subgrão de baixo ângulo e, nas regiões mais próximas dos contornos de grão, a desorientação se torna mais evidente, podendo levar à formação de contornos de alto ângulo

(HUMPHREYS, 2004). Já na GDRX, os contornos de grão desenvolvem, devido à DRV, um perfil serrilhado de dimensão similar ao tamanho de subgrão. Assim, em elevadas quantidades de deformação, os grãos originais ficam achatados e com espessura da ordem do tamanho de subgrão. A interpenetração dos contornos serrilhados eventualmente ocorre, o que resulta em uma microestrutura de pequenos grãos equiaxiais, com dimensão similar ao tamanho de subgrão (HUMPHREYS, 2004).

Em AID, a CDRX da ferrita pode ser observada em condições nas quais a DRV é favorecida e quando há deformação suficiente desta fase para que o quadro de DRV evolua para CDRX. Apesar de as curvas de escoamento de AID apresentarem um estágio de encruamento seguido de um estágio de amaciamento, formando um pico característico da ocorrência de DRX, observações microestruturais provam que, mesmo em temperaturas elevadas, não há DRX da austenita (ALVAREZ-ARMAS, 2009; FARNOUSH, 2010). A partir de 1100 °C, subgrãos se formam na austenita, uma vez que a recuperação é favorecida com o aumento da temperatura. Já para temperaturas próximas a 1000 °C, com o aumento da quantidade de deformação, a austenita passa de um estado livre de subestruturas para uma subestrutura emaranhada (ALVAREZ-ARMAS, 2009).

Tabela 3.2: Quadro-resumo da literatura sobre deformação a quente de aços inoxidáveis duplex e seus mecanismos de amaciamento.

Referência	Composição química	Ensaio	T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	ϵ	Observações
CIZEK, 1997	21Cr-10Ni-3Mo	Torção	1200	0,7	1,3	DRV da ferrita acompanhada de repoligonização; rede de contornos de subgrão com ângulos de desorientação inferiores a 20°.
IZA-MENDIA, 1998	23Cr-4,8Ni-0,22Mo-0,095N	Torção	1000 a 1200	1	1,6	Partição da deformação; DRX da austenita é impedida em todas as condições testadas.
		Compressão	1000		1	
BALANCIN, 2000	3 composições com diferentes frações de ferrita	Torção	900 a 1200	1 a 10	-	Curvas de escoamento de ligas com elevado teor de ferrita apresentam características de CDRX; com baixos teores de ferrita, o encruamento se torna mais evidente.
DUPREZ, 2002	UNS S32205	Torção	950 a 1200	10 ⁻² a 2	-	Partição da deformação em valores de ln(Z) inferiores a 36; relação entre ductilidade da liga com DRX da austenita.
CABRERA, 2003	UNS S32205 e S32750	Compressão uniaxial	600 a 1100	10 ⁻³ a 3	0,7	Curvas de escoamento típicas de DRV nas condições estudadas; interfaces α/γ serrilhadas em temperaturas elevadas e retas, em baixas temperaturas.

Referência	Composição química	Ensaio	T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	ϵ	Observações
EVANGELISTA, 2004	UNS S32205 e S32304	Torção	1000 a 1200	0,1 a 5	-	DRV da ferrita em toda a faixa de parâmetros testados; DRX da austenita apenas no UNS S32205 em elevadas temperaturas e taxas de deformação.
FANG, 2009	22Cr-1Ni-0,7Mo-0,36N	Compressão	1000 a 1200	10 ⁻² a 10	0,6	DRX de ambas as fases entre 1000 e 1050 °C e entre 1150 e 1200 °C, à taxa de deformação de 0,01 s ⁻¹ .
FARNOUSH, 2010	UNS S32205 (ligas monofásicas)	Compressão	800 a 1100	10 ⁻³ a 1	0,8	Ferrita sofre DRV e controla o comportamento do material em baixos valores de Z; em altos valores de Z, austenita sofre DRX e rege o comportamento da liga; observação metalográfica do AID não apontou DRX da austenita.
MOMENI, 2013	UNS S32205	Compressão	950 a 1200	10 ⁻³ a 10 ²	0,7	Curvas típicas de DRX na liga austenítica, mas pouco amaciamento; curvas típicas de DRV na liga ferrítica; AID apresentou curvas semelhantes à liga ferrítica; influência da austenita aumenta com a taxa de deformação e com a temperatura.
	ligas monofásicas			10 ⁻³ a 1		

Referência	Composição química	Ensaio	T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	ϵ	Observações
MOMENI, 2011	UNS S32205	Compressão	950 a 1200	10 ⁻³ a 1	0,7	Partição da deformação; ferrita acomoda deformação e sofre DRV até que o carregamento é transferido parcialmente para austenita, que pode acumular deformação suficiente para DRX.
JORGE JUNIOR, 2011	25,5Cr-4,9Ni-1,6Mo e 22,2Cr-5,6Ni-3Mo	Torção	900 a 1250	1	-	Coerência entre α e γ dificulta a deformação; partição da deformação; fragmentação das lamelas de austenita após atingir a tensão de pico.
HAN, 2011	23,5Cr-4Ni-0,4Mo-0,13N	Compressão	900 a 1150	5 a 50	0,9	DRV da ferrita e DRX da austenita em 1000 °C e 50 s ⁻¹ ; DRX da ferrita em 1150 °C.
MOMENI, 2012	UNS S32205	Compressão	950 a 1200	10 ⁻³ a 1	0,7	Elevadas temperaturas facilitam DRX da austenita; elevadas taxas de deformação dificultam DRX da austenita; ferrita sofre recristalização estática e não CDRX em temperaturas baixas; ferrita sofre CDRX em temperaturas elevadas.

3.2 Soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC)

3.2.1 O processo

A soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC), ou *friction stir welding* (FSW), foi desenvolvida em 1991 pelo *The Welding Institute*, na Inglaterra. Trata-se de uma técnica de união de metais em estado sólido em que uma ferramenta rotativa avança sobre a região que se deseja unir (THOMAS, 1991). A SAPNC é realizada por uma ferramenta não consumível composta por um ombro e um pino, os quais são inseridos na região a ser soldada e, posteriormente, avançam sobre a linha de soldagem, como mostrado esquematicamente na Figura 3.3. Uma variante da SAPNC, o processamento por atrito com pino não consumível (PAPNC) consiste em deslocar a ferramenta ao longo do material, sem a existência de uma junta.

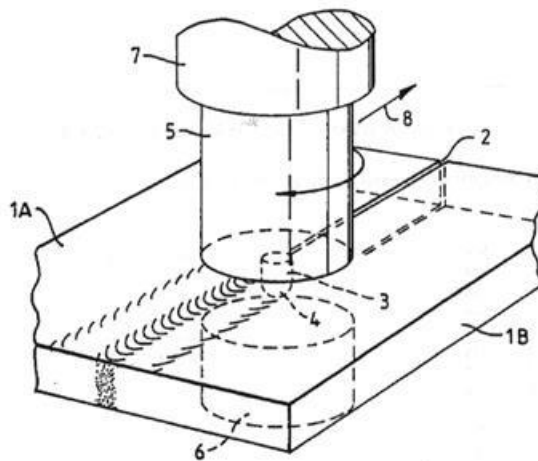


Figura 3.3: Desenho esquemático do processo de SAPNC: (1A) e (1B) chapas do material sendo soldado, (2) linha de solda, (3) ombro da ferramenta, (4) pino, (5) corpo da ferramenta, (6) apoio das chapas ou *backing*, (7) sistema de acoplamento da ferramenta e (8) direção de soldagem. Adaptado de Thomas (1991).

As principais aplicações do processo de SAPNC se concentram nas ligas com baixa ou média temperatura de fusão, especialmente ligas de alumínio e magnésio. Entretanto, diversos estudos

mostraram a viabilidade da soldagem de ligas com elevada temperatura de fusão à base de ferro, níquel e titânio (HERMENEGILDO, 2012; MISHRA, 2007; SATO, 2005; POSADA, 2001; REYNOLDS, 2001; SANTOS, 2010a, 2012). Particularmente, as indústrias de óleo e gás têm investido no desenvolvimento da soldagem de aços. As principais limitações enfrentadas para a aplicação industrial da SAPNC em ligas com temperatura de fusão mais elevadas são a confiabilidade e vida útil das ferramentas.

Por se tratar de um processo de união no estado sólido, não há fusão e solidificação do material, o que traz diversas vantagens a esse processo, principalmente a eliminação de problemas relacionados com o hidrogênio e/ou gerados durante a solidificação, como trincas, segregação e formação de fases indesejáveis. Além disso, outras vantagens relacionadas à SAPNC são a redução da distorção e da tensão residual. Esse processo também tem características benéficas ao ambiente e aos operadores, pois, diferentemente da soldagem a arco convencional, não produz radiação, nem resíduos perigosos e a geração de fumo é drasticamente reduzida (MISHRA, 2007).

A soldagem se inicia inserindo a ferramenta em rotação na região a ser soldada até que seu ombro entre em contato com a superfície da peça com uma força axial que pode ser pré-determinada e controlada. O calor gerado pelo atrito da ferramenta com a peça e pela própria deformação do material que está sendo soldado eleva a temperatura localmente, reduzindo a tensão necessária para que o material plastifique. Então, com o avanço da ferramenta, o material plastificado é carregado pelo pino até a região atrás da ferramenta, onde se forma a junta soldada.

Devido ao escoamento de material gerado no processo, a junta soldada não é simétrica, nem a distribuição de temperatura. Inicialmente, justificou-se que a diferença de velocidade relativa entre os lados da junta que seria responsável pela assimetria do processo. Porém, pesquisas atuais mostram que o escoamento de material é a principal causa do maior aporte térmico no lado de avanço. O lado de avanço (LA) é definido como aquele em que o sentido de rotação da ferramenta é o mesmo que o sentido de avanço. Quando os sentidos são opostos, o lado é dito de retrocesso (LR).

Em materiais com elevada capacidade de encruamento, a deformação é um importante mecanismo de geração de calor (MISHRA, 2007). O ombro da ferramenta tem duas funções: além de elevar a temperatura no local da junta soldada, ele também é responsável pela aplicação de uma força compressiva que consolida a junta abaixo da ferramenta.

Diversos estudos descrevem as microestruturas observadas em juntas soldadas por atrito com

pino não consumível, nos quais se identifica quatro regiões ou zonas: zona misturada (ZM), zona termomecanicamente afetada (ZTMA), zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base (MB). Essas regiões foram destacadas na Figura 3.4, que contém um corte transversal de uma junta soldada por atrito.

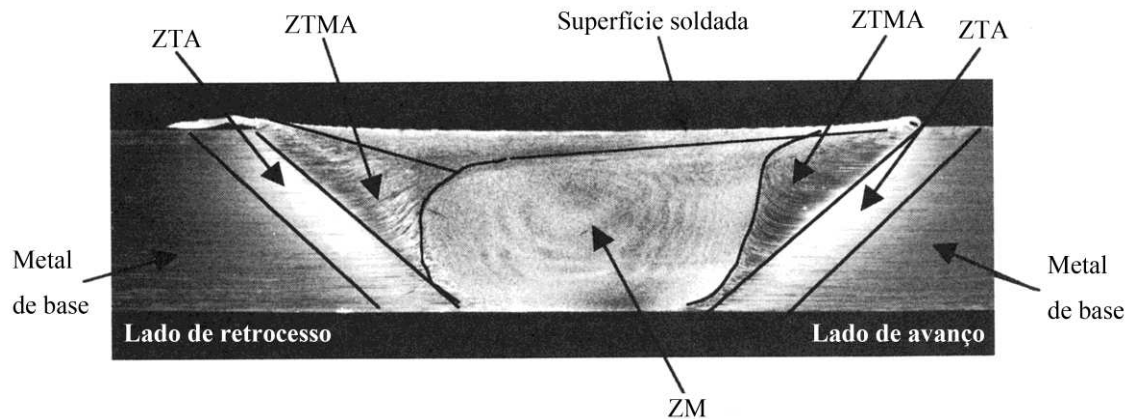


Figura 3.4: Seção transversal de uma junta soldada pelo processo de SAPNC destacando as diferentes regiões microestruturais e os lados de avanço e de retrocesso. Adaptado de Mishra (2007).

A ZTA originada na SAPNC é similar àquela verificada em processos de soldagem por fusão. Nesta região, não ocorre deformação plástica e as alterações na microestrutura se devem apenas aos níveis de temperatura atingidos e aos intervalos de tempo associados a eles. Por isso, a microestrutura final está relacionada à temperatura de pico e às taxas de aquecimento e resfriamento. A ZTMA sofre influência não só da história térmica devido ao calor gerado na junta, mas também da deformação oriunda da movimentação da ferramenta. A ZM, definida como uma região da ZTMA, se forma com a passagem do pino da ferramenta e sofre intensa deformação plástica, levando a uma estrutura de grão refinados.

Inicialmente, a SAPNC foi aplicada em materiais de baixo ponto de fusão, especialmente em alumínio. Até recentemente, não havia ferramentas que resistissem às altas temperaturas e aos elevados esforços envolvidos na SAPNC de materiais de mais alto ponto de fusão. No entanto, pesquisas possibilitaram significativas melhorias nas ferramentas à base de tungstênio e de nitreto cúbico de boro policristalino – *polycrystalline cubic boron nitride* (PCBN) –, fato que viabilizou o processamento de metais de alta temperatura de fusão, como ligas de níquel e aços inoxidáveis. De maneira geral, as propriedades das juntas soldadas desses materiais se mostraram excelentes

(MISHRA, 2007; POSADA, 2001; REYNOLDS, 2001; JOHNSON, 2003; REYNOLDS, 2003; OKAMOTO, 2003). Nos últimos anos, os esforços de desenvolvimento têm se focado em aumentar a vida útil das ferramentas, principalmente em termos de tenacidade e resistência à abrasão, de forma a reduzir os custos de produção.

Apesar disso, o elevado custo das ferramentas para soldagem tem sido apontado como um dos principais limitantes para a aplicação da tecnologia em comparação com técnicas de soldagem convencional já bem estabelecidas (DEBROY, 2010). No entanto, em diversos nichos de aplicação, o uso de tais ferramentas pode ser justificado, principalmente em aplicações estruturais críticas, em materiais de alto custo para os quais não exista tecnologia de união disponível e para diversos casos de juntas dissimilares (BHADESHIA, 2009).

3.2.2 SAPNC de aços inoxidáveis duplex

Além da vantagem econômica em realizar juntas soldadas de grandes espessuras em um único passe, a soldagem por atrito de materiais ferrosos foi especialmente promovida pelo interesse em se reduzir a produção de cromo hexavalente (Cr^{+6}), um conhecido cancerígeno presente no fumo da soldagem a arco (OCCUPATIONAL SAFETY AND HEALTH EXPOSURE ADMINISTRATION, 2004). Aços inoxidáveis austeníticos, em particular o 304L, são frequentemente empregados em indústrias químicas devido à boa resistência mecânica aliada à resistência à corrosão em elevadas temperaturas. No entanto, o alto teor de cromo desses aços levanta questões sobre os perigos de sua soldagem a arco.

Os AID sofrem, após a soldagem por fusão convencional, alterações em sua microestrutura, as quais tendem a reduzir a tenacidade e a resistência à corrosão do material (CHEN, 2012; LIPPOLD, 2005; MCPHERSON, 2003; MOURAD, 2011; MUTHUPANDI, 2003; RAMIREZ, 2001a; URENA, 2007). Isso ocorre porque o resfriamento deve ser conduzido em uma estreita faixa de valores para que a microestrutura final seja relativamente resistente. Caso o resfriamento ocorra muito lentamente, pode haver crescimento excessivo dos grãos e precipitação de fases intermetálicas e, caso aconteça muito rapidamente, pode-se gerar um desbalanceamento de fases com predominância da ferrita, fatos que reduzem a tenacidade e a resistência à corrosão da junta soldada. Por outro lado, utilizando a técnica de SAPNC, além de a microestrutura final ser de grãos

refinados, o risco de precipitação de fases intermetálicas é minimizado pela elevada taxa de resfriamento associada ao processo (SAEID, 2010; SANTOS, 2011, 2012, 2013; SATO, 2005; STEEL, 2004b).

Com a crescente expansão da tecnologia de SAPNC, alguns estudos já foram feitos sobre a soldagem de aços inoxidáveis duplex. Foi reportado que tanto a resistência mecânica quanto a dureza aumentam com o acréscimo da velocidade de avanço (SAEID, 2008). O menor aporte de calor, causado pelo aumento da velocidade de avanço, promove o refinamento da microestrutura. Em outro estudo, verificou-se que a proporção ferrita-austenita na junta soldada do AISD 2507 (UNS S32750) se mantém semelhante à proporção do metal de base (STEEL, 2004a). Em outro trabalho realizado com o mesmo AISD, foi constatado que a resistência mecânica na junta soldada é semelhante àquela do metal de base exceto pela redução de área, fato justificado pelo refinamento de grão na ZM (SATO, 2005).

Estudos desenvolvidos no LNNano/CNPEM demonstraram que a microestrutura obtida pelo processo de SAPNC dos aços UNS S32101, S32205 e S32750 é bastante refinada na zona misturada e não foram encontradas fases deletérias (SANTOS, 2012). Além disso, estudos de corrosão nos AID após a SAPNC têm mostrado resultados promissores (MAGNANI, 2012; SANTOS, 2012). Também já foi reportado uma melhoria nas propriedades tribológicas do AID UNS S32205 após PAPNC em comparação com o metal de base por meio da análise da resistência à cavitação erosão (ESCOBAR, 2013).

A ferramenta utilizada para SAPNC do AID UNS S32205 é apresentada na Figura 3.5 e detalhes da microestrutura observada após a soldagem são mostrados na Figura 3.6. A ZTMA é caracterizada por lamelas de austenita alongadas devido à deformação. Porém, observa-se uma maior fração de contornos de grão dentro das lamelas de austenita no lado de retrocesso. Isso ocorre porque não há uma interface clara entre a ZM e a ZTMA no lado de retrocesso e sim, uma transição gradual. Através da utilização de termopares soldados a chapa em diferentes posições relativas à interface, como apresentado na Figura 3.7, levantou-se o ciclo térmico da junta em gráficos como aquele da Figura 3.8.



Figura 3.5: Ferramenta de SAPNC utilizada para soldagem do AID UNS S32205 (SANTOS, 2012).

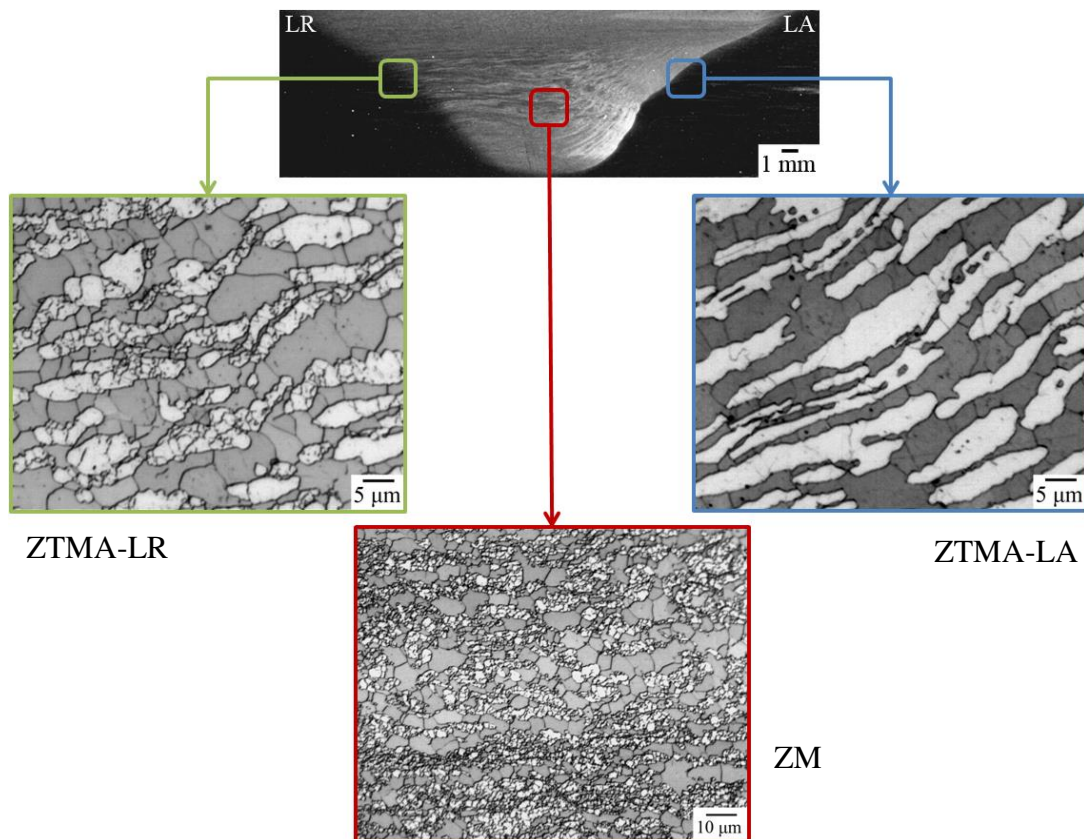


Figura 3.6: Macrografia do AID UNS S32205 soldado a 200 rpm e 100 mm.min⁻¹ em chapa de 6 mm e micrografias das diferentes zonas consequentes do processo de SAPNC. Lamelas de austenita alongadas são observadas na ZTMA, mas apenas no lado de retrocesso são observados diversos contornos de grão dentro das lamelas. ZM composta por uma estrutura duplex bastante refinada. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO₃. Adaptado de Santos (2012).

A temperatura máxima observada durante o processo de SAPNC em AID é significativamente inferior à temperatura da soldagem por fusão. No metal de base, próximo à junta soldada, Santos (2012) registrou um pico de cerca de 840 °C e, no lado de avanço da ZM, de 965 °C. Não foi observada a presença de fases deletérias, as quais precipitam em temperaturas na faixa de 400 a 600 °C, após a soldagem do AID UNS S32205. Isso ocorre porque o tempo de permanência neste intervalo de temperaturas é muito reduzido, impossibilitando tanto a nucleação quanto o crescimento dessas fases. Como a SAPNC atinge a temperatura ambiente mais rapidamente (devido às maiores taxas de resfriamento), a precipitação de fases deletérias não ocorre, enquanto, no processo por fusão, o resfriamento mais lento faz com que o material permaneça mais tempo nessa faixa de temperaturas, favorecendo a precipitação.

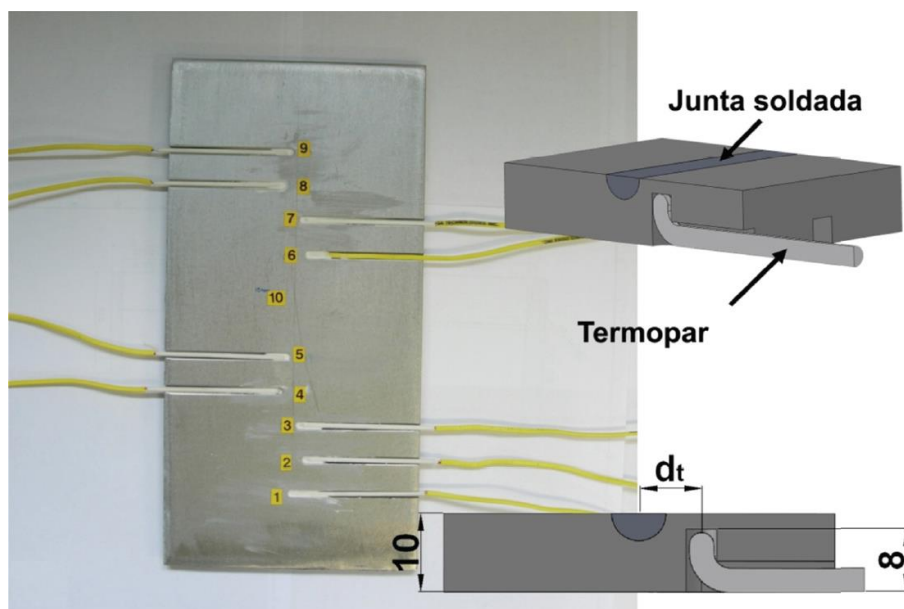


Figura 3.7: Montagem experimental para levantamento da história térmica da SAPNC. Adaptado de Santos (2012).

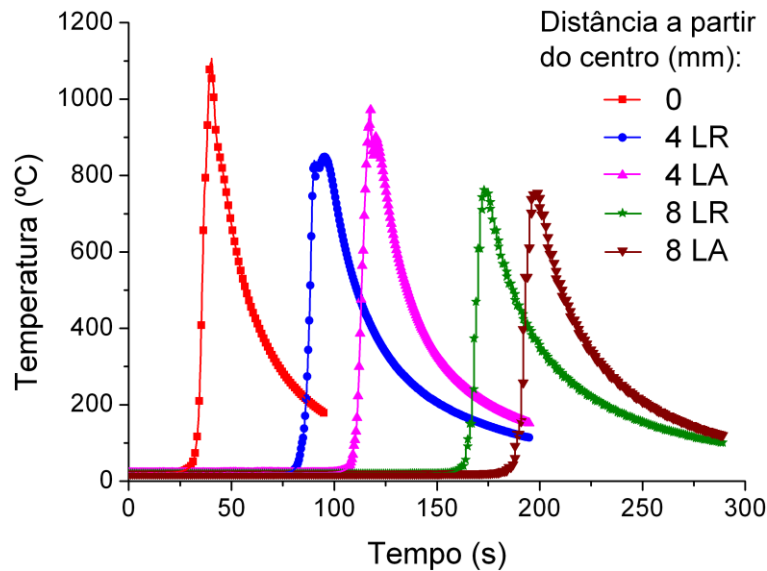


Figura 3.8: História térmica medida por termopares localizados na interface da junta soldada e a 4 e 8 mm da interface nos lados de avanço (LA) e de retrocesso (LR). Os termopares foram soldados 2 mm abaixo da superfície soldada, como indicado na Figura 3.7. O AID UNS S32205 foi soldado a 200 rpm e 100 mm.min⁻¹. Adaptado de Santos (2012).

3.2.3 História termomecânica da SAPNC

Nos últimos anos, os desenvolvimentos em SAPNC de ligas de elevada temperatura de fusão voltaram-se à redução dos custos de implantação e operação do processo, visando aplicações industriais. Em particular, o aumento no tempo de vida das ferramentas compósitas é um dos principais fatores para a expansão da SAPNC, devido ao seu elevado custo. Por isso, buscam-se formas de se poupar investimentos na determinação de parâmetros de soldagem, antes da aplicação em campo. Para tanto, o uso de simulação numérica é uma ferramenta essencial, já que permite que sejam avaliados computacionalmente diferentes parâmetros, poupando ferramentas, tempo de máquina e de operadores.

No entanto, o desenvolvimento de simulações numéricas confiáveis depende de dados igualmente precisos sobre as condições nas quais o material é deformado, ou seja, sua história termomecânica. Isso significa que precisam ser determinados não só os ciclos térmicos de cada zona observada, como também as condições mecânicas associadas a elas. Ciclos térmicos têm sido obtidos em estudos de soldagem a arco por muitos anos e diversos grupos de pesquisa têm aplicado

a técnica com sucesso para medição de temperatura nas diferentes zonas da SAPNC, como já foi reportado (SANTOS, 2012).

Entretanto, a determinação da história mecânica não pode ser feita de forma tão direta, principalmente devido à complexidade do processo. Diversos autores têm buscado determinar as deformações verdadeiras e taxas de deformação da SAPNC de diferentes maneiras, principalmente pelo uso de simulações numéricas. Duas técnicas de modelagem do processo foram reportadas: dinâmica de fluidos e mecânica de sólidos. Modelos mais complexos conseguem prever a formação de rebarbas, vazios e falta de preenchimento, bem como a influência do perfil da ferramenta no escoamento de material, no campo de temperatura e nas forças de soldagem. No entanto, tais simulações apresentam custos elevados em termos de tempo de máquina, especialmente devido ao acoplamento entre o escoamento do material e a geração de calor por deformação (JACQUIN, 2011). Além disso, de forma a determinar as melhores condições de soldagem, são necessárias diversas simulações com diferentes parâmetros, o que torna a simulação numérica pouco eficiente no estágio atual de desenvolvimento.

Apesar dos diversos esforços no campo da simulação numérica, a determinação da história mecânica do processo de SAPNC não é conclusiva. Autores apontam quantidades e taxas de deformação que variam em faixas muito amplas, conforme indicado na Tabela 3.3. Dentre os trabalhos citados, a deformação verdadeira varia entre 2,4 e 300, enquanto a taxa de deformação oscila entre 1 e 3000 s⁻¹. Diversos autores indicam que o material localizado a frente da ferramenta no lado de avanço forma uma camada ao redor do pino, que se solta na região posterior após sofrer algumas revoluções, enquanto o material do lado de retrocesso não sofre rotação com o pino (DONG, 2001; SCHIMIDT, 2005; SCHNEIDER, 2006; ZHANG, 2005).

Schmidt *et al.* (2005) apontam a existência dessa camada cisalhante, dentro da qual a pressão de contato entre a ferramenta e o material é suficiente para estabelecer uma condição de adesão. Com isso, os autores reportam taxas de deformação de até 1000 s⁻¹ ao longo da camada. Schneider *et al.* (2006) apontam que o material sofre deformação apenas ao cruzar a camada cisalhante. Na região mais próxima ao pino, o material apresenta movimento de corpo rígido, acompanhando a ferramenta.

Zhang *et al.* (2007) indicam que o lado de avanço apresenta não só uma maior quantidade de deformação em comparação com o lado de retrocesso, mas também um maior gradiente de quantidade de deformação. Dessa forma, a deformação verdadeira é drasticamente reduzida ao se

afastar da ZM-LA em direção à ZTMA-LA.

Além das simulações numéricas, outras tentativas de estimar a história termomecânica do processo de SAPNC empregaram observações microestruturais para determinar quantidades e taxas de deformação, conforme resumido na Tabela 3.4 (CHEN, 2009; GHOSH, 2010; JATA, 2000; LIECHTY, 2008; MASAKI, 2008).

Por meio de microscopia eletrônica de transmissão, Jata *et al.* (2000) apontaram a ocorrência de CDRX na zona misturada de liga Al-Li-Cu, fenômeno no qual os subgrãos sofrem rotação progressiva devido ao acúmulo de discordâncias em seus contornos, o que leva ao aumento da desorientação entre os subgrãos. Como consequência, a estrutura final é bastante refinada, com subgrãos apresentando contornos de elevada desorientação. Comparando os subgrãos obtidos via SAPNC com ensaios de torção a quente, onde o tamanho de grão é proporcional ao parâmetro Zener-Hollomon, os autores estimaram a taxa de deformação do processo de soldagem.

De maneira análoga, outros autores também estimaram a taxa de deformação em SAPNC a partir da relação entre o tamanho de grão e o parâmetro Zener-Hollomon (CHANG, 2004; FRIGAARD, 2001; GERLICH, 2006; MASAKI, 2008). Ghosh *et al.* (2010), no entanto, partiram da hipótese de que o material dá uma única volta ao redor do pino antes de se desprender na região da junta soldada para calcular a taxa de deformação.

Por meio da observação da deformação em dendritas, Chen *et al.* (2009) também reportaram a existência de uma camada de material próxima ao pino que sofre pouca ou nenhuma deformação. A partir do formato das dendritas à frente da ferramenta, os autores estimaram a taxa de deformação máxima em 85 s^{-1} e deformação verdadeira de 3,5 nesta região.

Tabela 3.3: Valores máximos de deformação verdadeira e taxa de deformação, obtidos por meio de simulação numérica do processo de SAPNC.

Referência	Material	Modelagem	Velocidade de rotação (rpm)	Velocidade de avanço (mm.min ⁻¹)	Deformação verdadeira	Taxa de deformação (s ⁻¹)
ZHANG, 2005	AA6061-T6	MS	290 a 390	120 a 240	20 a 24	-
SCHIMIDT, 2005	AA2024-T3	MS	-	-	133	1000
HEURTIER, 2006	AA2024-T351	DF	-	-	6*	-
ZHANG, 2007	AA6061-T6	MS	390 a 690	120 a 600	20 a 78	-
NANDAN, 2007	AISI 1080	DF	450	25	-	40
ARORA, 2009	AA2524	DF	300	126	-10 a 5	10
FRATINI, 2009	AA2139-T8	MS	800 a 2000	50 a 300	12	25
HAMILTON, 2010	AA2024-T3	MS	-	120	2,4	-
ASSIDI, 2010	AA6061	MS	650	100 a 300	80	-
KIM, 2010	AA5083-H18	DF	1000 a 1500	100 a 300	200 a 300	2000 a 3000

MS: Mecânica dos sólidos

DF: Dinâmica de fluidos

* Valor médio

Tabela 3.4: Valores máximos de deformação verdadeira e taxa de deformação do processo de SAPNC obtidos por meio de processamento de materiais e conseguinte observação microestrutural.

Referência	Material	Velocidade de rotação (rpm)	Velocidade de avanço (mm.min⁻¹)	Deformação verdadeira	Taxa de deformação (s⁻¹)
JATA, 2000	Al-Li-Cu	-	-	-	10*
FRIGAARD, 2001	AA6082-T6 e AA7108-T79	1500	300 a 720	-	1 a 20
CHANG, 2004	AZ31 (Liga de Mg)	180 a 1800	90	-	1 a 100
GERLICH, 2006	AA7075-T6	1000 a 3000	(SPAPNC)	-	20 a 650
MASAKI, 2008	AA1050	600 a 1000	100	-	1,7 a 2,7
LIECHTY, 2008	Plasticina	250	66	4,4	1,3
CHEN, 2009	Al-Si-Mg	740	168	3,5	85
GHOSH, 2010	Aço martensítico M190	1000	50 a 300	11	10

SPAPNC: Soldagem pontual por atrito com pino não consumível

* Valor médio

3.3 Simulação física da SAPNC

De forma a se obter um melhor entendimento sobre a SAPNC e sobre a relação entre os parâmetros do processo e a microestrutura final, propõe-se o uso de simulação física. O princípio fundamental da simulação física é a obtenção de microestruturas semelhantes àsquelas observadas nas diferentes zonas da SAPNC por meio de ensaios controlados, nos quais se conhece as condições termomecânicas aplicadas ao material.

Dessa forma, pode-se relacionar a formação de uma determinada microestrutura com um ciclo termomecânico conhecido. No caso da simulação física da SAPNC de AID, o ciclo térmico do material é conhecido, então só precisam ser determinadas as condições mecânicas associadas a cada zona da junta soldada. Como já se conhece a temperatura de pico, bem como as taxas de aquecimento e resfriamento restam apenas duas variáveis a serem determinadas: deformação verdadeira e taxa de deformação.

Diversos autores já reportaram a simulação física da ZTA em processos de soldagem por fusão, aplicando a história térmica medida na soldagem ao material estudado de forma bem controlada (LIOU, 2002; LU, 1996; RAMIREZ, 2001a; WANG, 2007). A princípio, a ZTA da SAPNC também pode ser obtida da mesma forma, porém a ZM e a ZTMA exigem a aplicação de esforços mecânicos.

Tendo isso em vista, Forest *et al.* (2005) simularam o histórico termomecânico da ZTMA do aço de baixa liga e alta resistência HSLA-65 por meio de ensaios de compressão a quente. Entretanto, a microestrutura das amostras simuladas não coincidia com aquela verificada nas juntas soldadas. Os autores atribuíram a disparidade à tentativa de se obter uma deformação uniforme durante a compressão.

Pouco antes, Hassan *et al.* (2003) já haviam simulado, com razoável sucesso, a estrutura de grãos da zona misturada da liga de alumínio 7010 utilizando ensaios de torção a quente. Verificou-se, por meio de difração de elétrons retroespalhados (EBSD), que a estrutura de grãos similar àquela observada em SAPNC ocorria em valores de deformação verdadeira de 20. No entanto, devido ao sistema empregado, a taxa de deformação foi mantida em apenas $0,005 \text{ s}^{-1}$, valor incompatível com a SAPNC. Além disso, após a deformação, o material era resfriado drasticamente, o que não está de acordo com o ciclo térmico experimentado durante o processo de soldagem.

Em outra tentativa de simulação da SAPNC utilizando ensaios de torção a quente, foi proposta uma geometria de corpo de prova que permitisse resfriamento interno (NORTON, 2005; NORTON, 2006). Dessa forma, foi possível obter, na simulação física, a mesma taxa de resfriamento verificada nas chapas submetidas à SAPNC. Em ensaios de torção a quente, um estado de tensões cisalhantes, semelhante ao que é esperado em SAPNC, é obtido em altas taxas de deformação. Como resultado, as microestruturas das ZM do aço HSLA-65 e do ferro comercialmente puro foram simuladas com sucesso, à exceção do tamanho de grão. Tal problema foi justificado pelo fato de o pirômetro, utilizado para o controle de temperatura durante o resfriamento, não ser confiável para leituras inferiores a 730 °C.

Para obter um melhor controle de temperatura durante o resfriamento, Sinfield (2007) propôs a utilização de termopares tipo K soldados ao lado fixo do corpo de prova. Dessa forma, foi possível controlar a temperatura no resfriamento até 200 °C. Com deformações limitadas a uma rotação, os termopares permaneceram fixos ao corpo de prova e reduziu-se a ocorrência de fratura. Assim, foi possível simular fisicamente a microestrutura das zonas da SAPNC do aço HSLA-65, utilizando velocidades de rotação entre 575 e 1400 rpm no simulador termomecânico. Na Figura 3.9, pode-se verificar a semelhança entre as microestruturas real, obtida pelo processo de SAPNC, e simulada. Na Tabela 3.5, estão resumidas as condições nas quais cada microestrutura foi simulada por meio de ensaios de torção a quente em função dos parâmetros de ensaio.

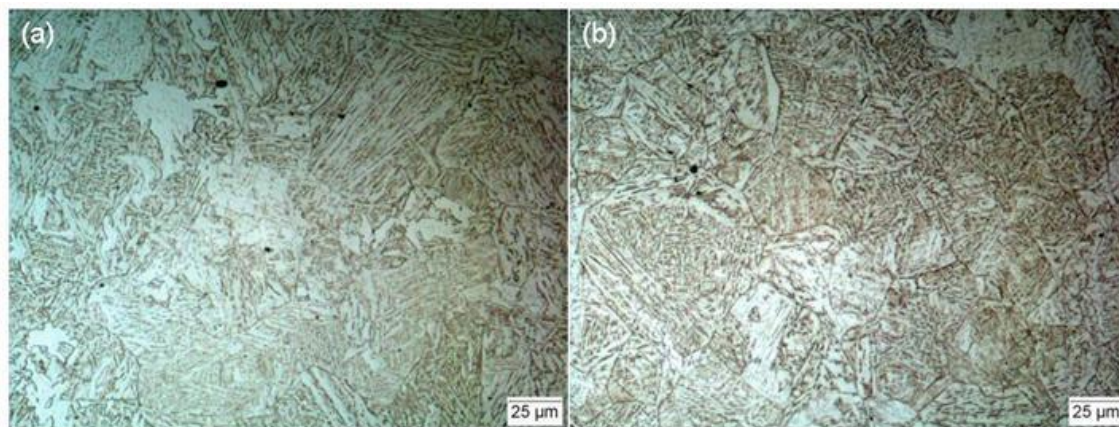


Figura 3.9: Micrografias do aço HSLA-65 referentes (a) à ZM do processo de SAPNC e (b) à simulação física por ensaio de torção a quente. Adaptado de Sinfield (2007).

Tabela 3.5: Parâmetros da simulação física utilizados para a reprodução das diferentes zonas observadas em SAPNC do aço HSLA-65: zonas misturadas de granulação grosseira (CGSZ) e de granulação fina (FGSZ) e zona termicamente afetadas interna (iHAZ) e externa (oHAZ). Os valores na tabela representam as condições limites em que as microestruturas foram observadas por Sinfield (2007). T_{ensaio} é a temperatura máxima programada no simulador e $T_{\text{região}}$, o pico de temperatura calculado para a posição onde a microestrutura é observada, a qual está a uma distância D medida a partir do lado fixo. Todos os ensaios foram limitados a uma única revolução.

Zona	T_{ensaio} (°C)	Vel. rotação (rpm)	D (mm)	$T_{\text{região}}$ (°C)
CGSZ	1275	1125	12,7	1331
FGSZ	1125	575	6,1	1061
FGSZ	1275	575	3,6	1087
iHAZ	1275	575	0	899
iHAZ	975	850	7,9	956
oHAZ	1125	1125	0	780
oHAZ	975	850	3,0	799

Inicialmente, os valores de taxa de deformação foram considerados constantes ao longo da seção útil do corpo de prova e, portanto, a Expressão 3 seria válida:

$$\dot{\varepsilon} [s^{-1}] = \frac{\omega \cdot 2\pi}{60}, \quad \text{Expressão 3}$$

onde ω é a velocidade de rotação, em rpm, do ensaio. A deformação verdadeira foi calculada medindo o ângulo de rotação θ de diversas seções ao longo do corpo de prova e utilizando a Expressão 4:

$$\varepsilon = \frac{r\theta}{\sqrt{3}L}, \quad \text{Expressão 4}$$

onde r é o raio da seção útil e L, o comprimento do corpo de prova. No entanto, uma vez que a geometria dos corpos de prova não gera uma distribuição uniforme de temperatura ao longo do comprimento da seção útil, as equações empregadas para o cálculo da deformação verdadeira e da taxa de deformação não são precisas. O gradiente de temperatura faz com que, durante a torção, se

desenvolvam perfis de quantidade e de taxa de deformação ao longo do comprimento da seção útil do corpo de prova. Com isso, foi proposto o uso de simulação numérica do ensaio de torção de forma a se obter uma estimativa mais precisa desses valores (FORREST, 2008; SINFIELD, 2008).

Utilizando a mesma montagem de Sinfield e Norton, Failla (2010) simulou a ZM dos aços inoxidáveis austeníticos 304L e 310. No entanto, pequenas discrepâncias foram observadas na comparação microestrutural. Nas amostras do aço 310, tamanhos de grão similares e mesma morfologia de contornos de grão foram reportados. Porém, as amostras simuladas continham maclas que não eram encontradas no material soldado. Tamanhos de grão similares também foram observados nas amostras de 304L, porém com diferentes morfologias de ferrita.

Ensaio similares também foram utilizados para simulação física do processamento por atrito com pino não consumível (PAPNC), uma variável da SAPNC, em que o material é apenas processado e não unido. Trabalhando com uma liga Ti-6Al-4V, Babu *et al.* (2013) demonstraram a aplicabilidade dos ensaios de torção a quente para simular os processos de SAPNC e PAPNC e Lippold *et al.* (2013) apontaram semelhanças morfológicas entre as microestruturas simulada e observada em PAPNC. Já Rule *et al.* (2013) trabalharam com diferentes ligas de níquel e apontaram o possível efeito de transformações alotrópicas durante o ciclo térmico imposto na simulação física.

Em materiais como ferro, aços ao carbono, aços microligados e ligas de titânio a transformação alotrópica durante o resfriamento pode mascarar a microestrutura deformada tanto pela simulação física quanto pelo processo de soldagem. Porém em ligas de níquel, onde não existem transformações durante o resfriamento, os autores apontam que a microestrutura final é representativa das condições termomecânicas impostas ao material durante o processamento. No entanto, os autores não conseguiram reproduzir todas as microestruturas observadas em PAPNC das ligas de níquel por meio de ensaios de torção a quente. Embora a ZTMA tenha sido simulada fisicamente com sucesso, o tamanho de grão das amostras simuladas se mostrou maior do que aquele da ZM. Justificou-se que as taxas e quantidades de deformação não simularam adequadamente as complexas condições mecânicas impostas ao material durante o processamento.

Em AID, também não é observada uma transformação alotrópica durante o resfriamento a partir da temperatura atingida durante a soldagem por SAPNC. Por isso, foi proposto, neste trabalho, a realização de simulação física do processo de soldagem como uma forma de determinar as quantidades e taxas de deformação atingidas em cada zona da junta soldada, uma vez que os valores reportados na literatura variam em uma faixa muito ampla.

4 MATERIAIS, MÉTODOS E DESENVOLVIMENTO DE INSTRUMENTAÇÃO

4.1 Material

Neste trabalho, foi estudado o aço inoxidável duplex UNS S32205, cuja composição nominal é apresentada na Tabela 4.1, junto à composição medida em laboratório especializado, que mostra que o material estudado está satisfatoriamente próximo à composição nominal. O material foi fornecido nas condições usuais para aplicação industrial, após sofrer laminação a quente e posterior tratamento para homogeneização da microestrutura, composto por solubilização e precipitação de austenita para que se atingisse o balanço de fases desejado.

Tabela 4.1: Composição química em %-massa do AID UNS S32205, conforme indicado pela fabricante e conforme ensaios em laboratório especializado. Nos testes laboratoriais, os teores de C e P foram determinados por combustão, o teor de N, por condutividade térmica após fusão sob gás inerte e os demais elementos, por espectrometria de fluorescência de raios-X.

Elemento	Fabricante	Laboratório
C	0,02	$0,030 \pm 0,002$
Si	0,30	$0,32 \pm 0,04$
Mn	1,80	$1,84 \pm 0,02$
Cr	22,5	$22,4 \pm 0,4$
Ni	5,4	$5,3 \pm 0,1$
Mo	2,80	$2,9 \pm 0,1$
N	0,16	$0,145 \pm 0,002$
P	0,030	$0,034 \pm 0,003$
S	0,001	$< 0,002$
Fe	Bal.	Bal.

O diagrama de fases desse material em função da fração mássica de nitrogênio, mostrado na Figura 4.1, foi calculado utilizando o programa de cálculos termodinâmicos ThermoCalc[®], versão S, e a base de dados TCFE5. Para tanto, variou-se o teor de nitrogênio entre 0 e 1%-massa e

considerou-se os valores médios da composição química dos elementos cromo, níquel, molibdênio, manganês, silício e carbono segundo laboratório especializado. Considerou-se que o restante da composição química da liga era apenas ferro. Para a liga estudada, indicada pela linha pontilhada vermelha, observa-se que, em condição de equilíbrio termodinâmico, logo após o fim da solidificação, inicia-se a transformação parcial de ferrita em austenita. Utilizando a Expressão 1 e o valor médio de composição química, determina-se que o PREN desse aço é de 34.

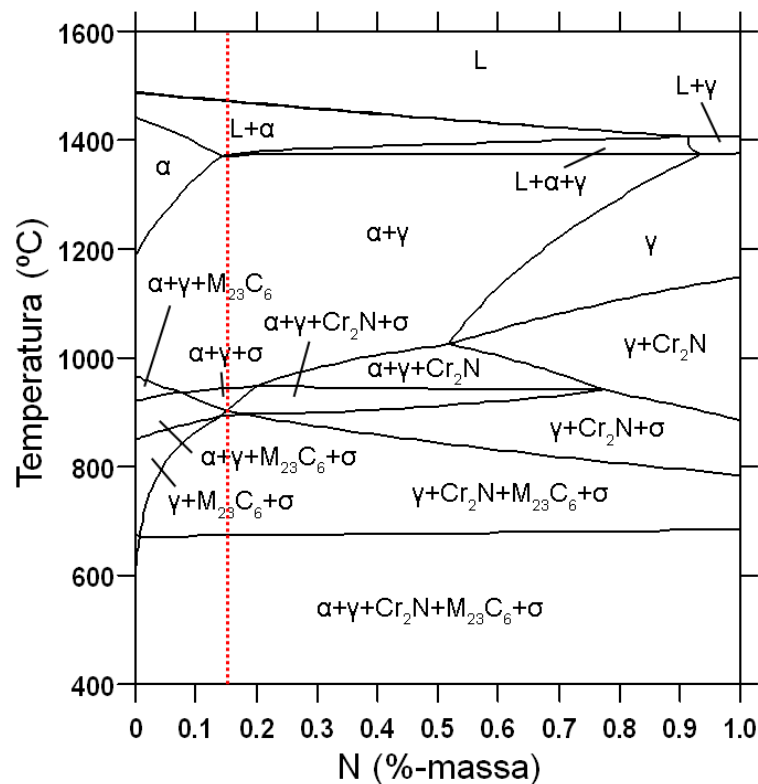


Figura 4.1: Diagrama de fases pseudo-binário do AID UNS S32205. A linha tracejada indica a composição química do material estudado.

O metal de base UNS S32205 apresenta estrutura duplex, em que se observam lamelas de austenita envoltas por uma matriz ferrítica, conforme mostra a Figura 4.2. A fração volumétrica foi determinada por meio de análise digital de imagem utilizando o software ImageJ[®]. No metal de base, verificou-se o balanço entre as fases: 51%-vol. de ferrita. A caracterização do material pela técnica de microscopia óptica foi realizada no Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano), o qual integra o Centro de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM), localizado em Campinas/SP.

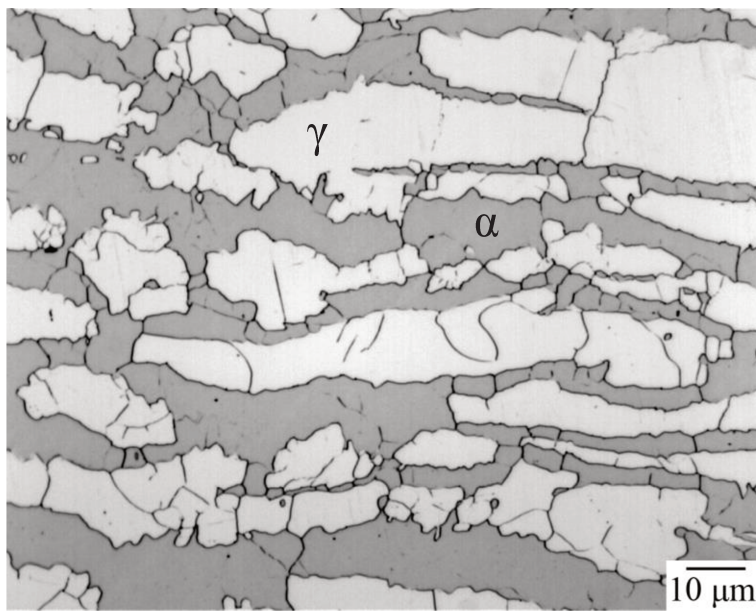


Figura 4.2: Lamelas de austenita (fase clara) em matriz de ferrita (fase escura) do metal de base UNS S32205. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO_3 .

4.2 Simulação física

A simulação física de materiais é possível com a utilização de atuadores termomecânicos, os quais combinam ciclos mecânicos e térmicos para realizar ensaios de materiais. Tais equipamentos são capazes de controlar a temperatura do corpo de prova utilizando fornos ou sistemas de aquecimento resistivo, aliados a um dispositivo de aferição de temperatura. Um mecanismo hidráulico aplica um ciclo mecânico que pode ser de tração/compressão e/ou torção. Diversos parâmetros podem ser definidos e monitorados, o que possibilita a realização de uma infinidade de ensaios. Simuladores termomecânicos podem realizar desde longos ensaios de fluência até ensaios de alta taxa de deformação que simulam o processo de laminação.

4.2.1 Ensaio de torção

Os ensaios de torção foram realizados no módulo de torção do simulador termomecânico Gleeble 3800[®], mostrado na Figura 4.3, o qual se encontra instalado no LNNano/CNPEM. Este

equipamento possibilita um preciso controle sobre a rotação, bem como sobre a temperatura do corpo de prova (DYNAMIC SYSTEMS INC., 2009). Em uma faixa restrita, também pode ser imposta uma força de tração/compressão. O modelo empregado é capaz de aplicar 56 Nm de torque e atingir uma velocidade rotacional de até 1500 rpm.

Uma célula de carga é utilizada para medir o torque aplicado e há duas formas de se controlar o efeito de tração/compressão: através do controle da força aplicada, medida por uma célula de carga, ou por meio do controle do curso de deslocamento. O sistema hidráulico aplica a torção à garra da direita na Figura 4.4, enquanto a garra à esquerda é responsável pela movimentação longitudinal (forças de tração/compressão). O sistema de aquecimento resistivo permite taxas de aquecimento de até 100 °C/s e existem duas formas de se controlar a temperatura: através de um pirômetro ou por meio de termopares.



Figura 4.3: Simulador termomecânico Gleeble 3800® com módulo de torção e sistema de resfriamento com nitrogênio líquido.

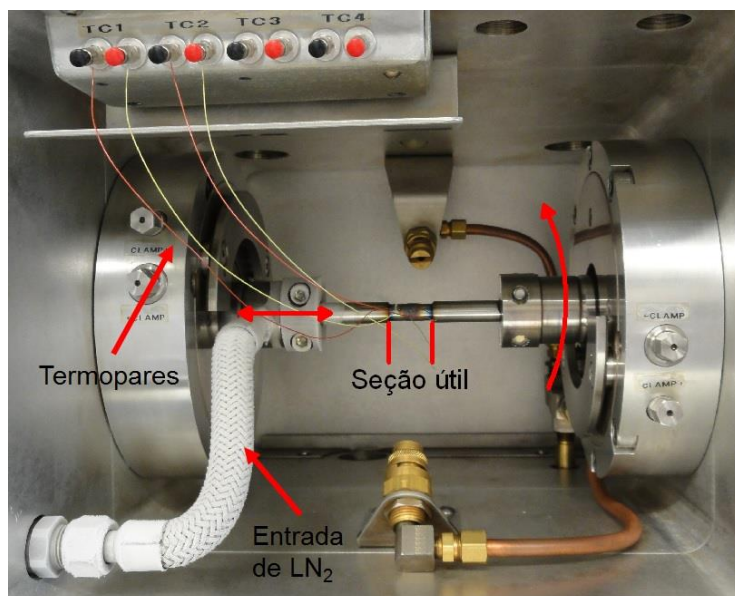


Figura 4.4: Câmara do módulo de torção do simulador termomecânico após ensaio. A garra à esquerda é responsável pela movimentação longitudinal e à direita, pela rotação.

4.2.2 Corpo de prova empregado

O corpo de prova utilizado seguiu o desenho proposto por Norton (2005; 2006) para permitir resfriamento interno pela passagem de um fluido e seu desenho completo se encontra no Anexo A. Os corpos de prova foram usinados a partir de chapas de 19 mm de espessura. A temperatura foi controlada por meio de termopares tipo K soldados à superfície externa do corpo de prova na metade do comprimento da seção útil.

4.2.3 Sistema de resfriamento

Em testes preliminares, foi desenvolvido um sistema de resfriamento a gás, mostrado na Figura 4.5, que possibilita o fluxo tanto interno quanto externo ao corpo de prova. Argônio e hélio foram utilizados, mas apenas no segundo caso foi possível atingir a taxa de resfriamento medida em SAPNC. A Figura 4.6 mostra como a história térmica medida no resfriamento com fluxo de hélio se aproxima satisfatoriamente dos valores medidos em SAPNC. No entanto, observou-se, em

outros testes, que o fluxo de hélio não era constante e, em resfriamentos a partir de temperaturas mais elevadas, o sistema não era suficiente para reproduzir as condições observadas em SAPNC.

Por isso, foi projetado e fabricado um sistema de resfriamento com nitrogênio líquido (LN_2), cujo fluxo ocorre apenas no interior do corpo de prova. Com este sistema, foi possível obter taxas de resfriamento ainda mais severas do que com o fluxo de argônio ou hélio. Assim, tornou-se possível programar e controlar a taxa de resfriamento de acordo com a história térmica medida durante SAPNC (FONSECA, 2012). Na prática, o fluxo de nitrogênio líquido no interior do corpo de prova resulta em temperaturas mais baixas do que os valores programados e o simulador termomecânico ativa o sistema de aquecimento resistivo e efetivamente aquece o corpo de prova de forma a seguir os valores de temperatura programados. O perfil resultante está mostrado, pela linha vermelha, na Figura 4.6, em comparação com a linha contínua preta, que é a história térmica medida durante a soldagem.

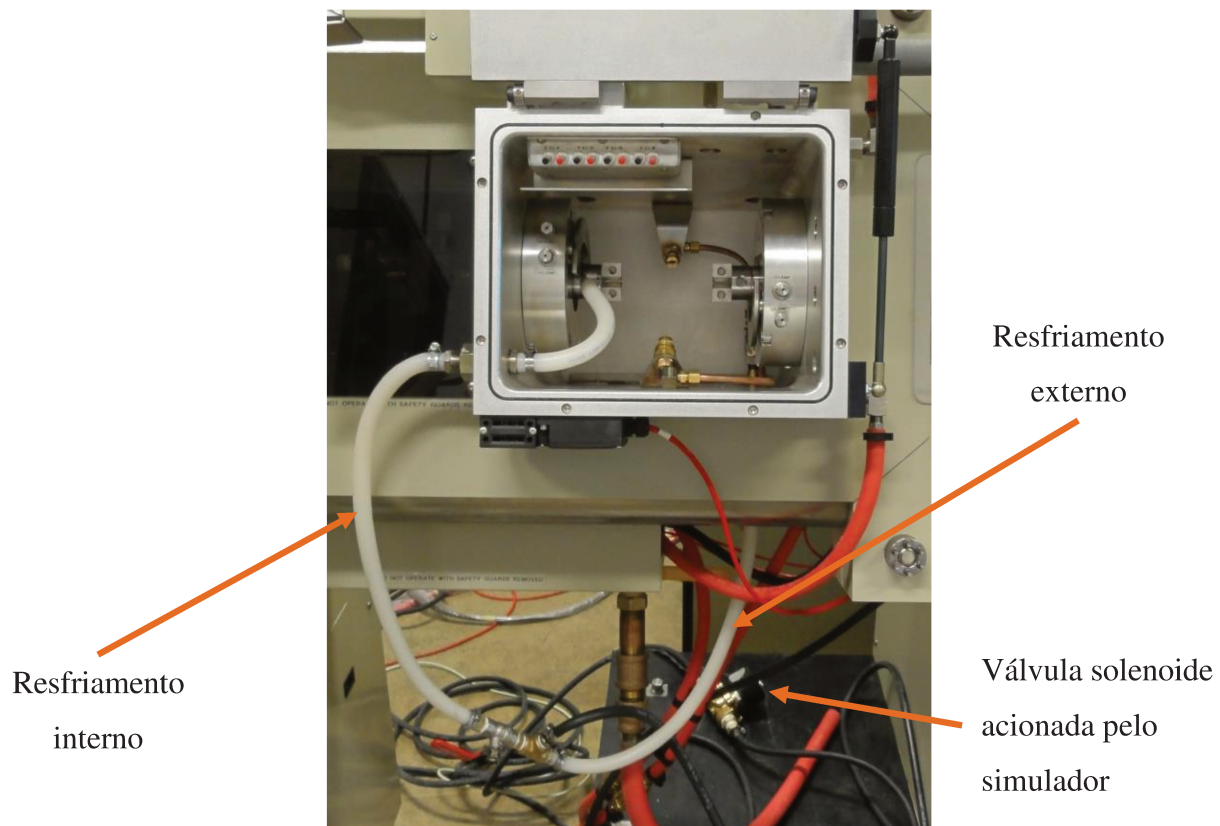


Figura 4.5: Montagem do sistema de resfriamento com gás do simulador termomecânico, o qual permite o resfriamento tanto interno quanto externo do corpo de prova. Sistema inicialmente proposto por Norton (2006).

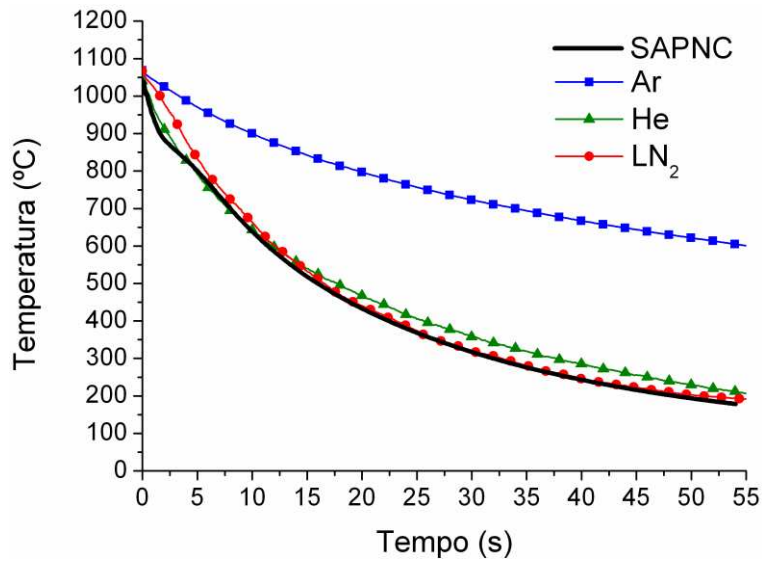


Figura 4.6: História térmica medida durante o resfriamento dos corpos de prova de torção com fluxos de argônio (Ar), hélio (He) e nitrogênio líquido (LN₂) e história térmica medida durante SAPNC do AID UNS S32205 na região central da junta soldada.

O sistema de resfriamento compreende um reservatório de nitrogênio líquido com uma mangueira isolada que leva o fluido até a câmara do simulador termomecânico (Figura 4.3). Antes de entrar na câmara, há uma válvula para purga, a qual permite que, no momento em que o sistema é ativado, o fluxo de nitrogênio líquido já esteja em regime, como ilustra a Figura 4.7. Com isso, a taxa de resfriamento inicial é mais acentuada, pois o fluxo de nitrogênio que entra na câmara, embora esteja no estado gasoso, ainda está a uma temperatura muito baixa. O fluxo de nitrogênio é ativado pelo próprio simulador através de uma válvula solenoide, que está localizada imediatamente antes da câmara e após a válvula de purga. Essa válvula também é responsável por manter o vácuo na câmara durante o ensaio.

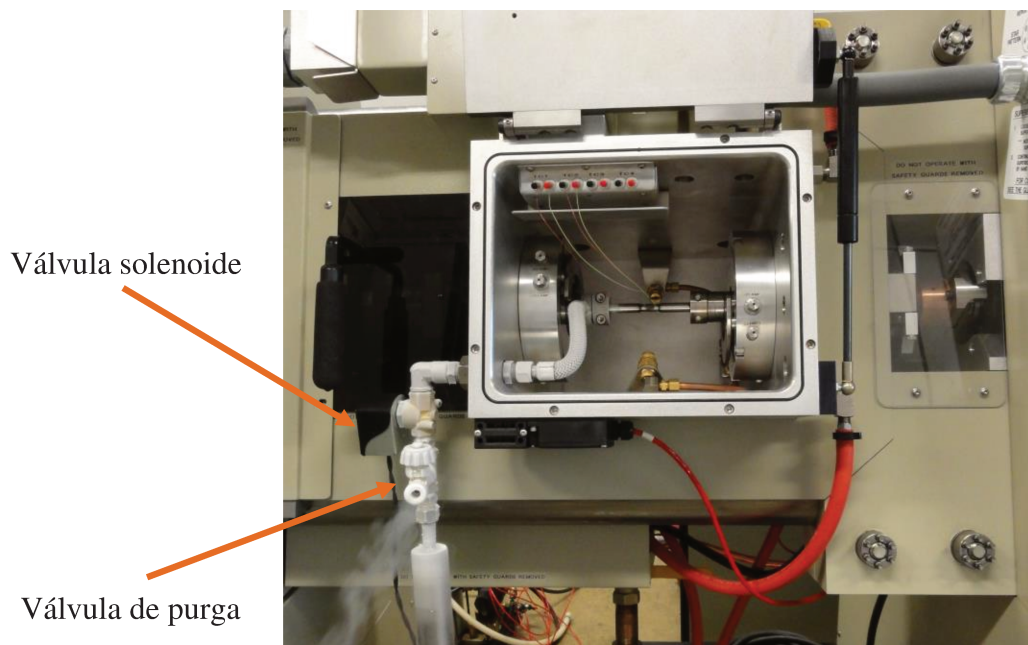


Figura 4.7: Detalhe do sistema de resfriamento com nitrogênio líquido projetado mostrando a válvula solenoide, responsável pelo acionamento do fluxo, e a válvula de purga.

4.2.4 História térmica

Com base na história térmica medida durante a SAPNC, foi programado o ciclo térmico imposto aos corpos de prova durante os ensaios de torção, o qual está representado esquematicamente na Figura 4.8. O aquecimento foi feito a uma taxa de $100\text{ }^{\circ}\text{C.s}^{-1}$ até a temperatura de patamar, na qual o material é mantido por 0,5 s. Nesta etapa, o simulador termomecânico foi programado para manter a força axial em zero, de forma a permitir a expansão térmica do corpo de prova. Com o objetivo de simular apropriadamente a história térmica da soldagem, foram realizados testes para compensar os efeitos de sobreaquecimento, originados pelo sistema de controle da máquina, e também de geração de calor por deformação.

Após as etapas de aquecimento e de patamar, é aplicada a torção e, por fim, o sistema de resfriamento é acionado. A curva de resfriamento, medida durante a SAPNC, foi ajustada a uma função exponencial, a qual foi posteriormente subdividida em segmentos de reta, os quais foram utilizados na programação do controle de temperatura do simulador termomecânico. O sistema de controle térmico permaneceu ativo até que o corpo de prova atingisse temperatura inferior a $150\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Todos os ensaios foram realizados em vácuo da ordem de 10^{-2} torr (10^0 Pa) após duplo preenchimento da câmara com argônio, de forma a evitar a oxidação dos corpos de prova. No entanto, após a torção, o acionamento do sistema de resfriamento com nitrogênio líquido insere gás dentro da câmara.

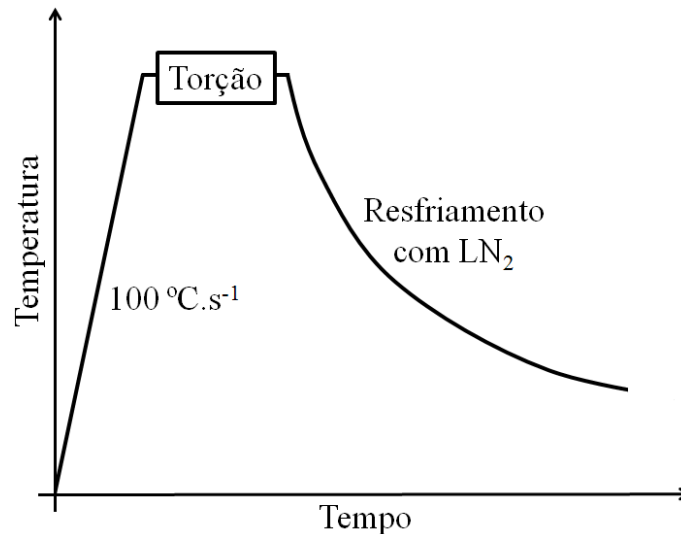


Figura 4.8: Esquema do ensaio realizado no simulador termomecânico. O corpo de prova é aquecido até a temperatura de ensaio à taxa de 100 °C.s^{-1} e mantido nessa temperatura por 0,5 s. Após o patamar, a torção é aplicada e, em seguida, o sistema de resfriamento com nitrogênio líquido é ativado. A curva de resfriamento segue a história térmica medida durante a SAPNC.

Na primeira série de ensaios, foi testada uma única temperatura de patamar, de 1130 °C , de forma a avaliar a influência dos parâmetros de torção e de definir faixas de parâmetros para os ensaios definitivos. A temperatura de 1130 °C foi escolhida a partir do valor máximo apontado pela medida de história térmica da SAPNC. Tendo como base a história térmica levantada durante a soldagem (Figura 3.8), os dados de simulação numérica do processo de SAPNC e os resultados dos ensaios anteriores, foi realizada uma segunda série de ensaios, na qual dois patamares de temperatura foram definidos: para a simulação da ZTMA, foi utilizada uma temperatura de pico de 1030 °C , enquanto a ZM foi simulada a 1130 °C .

Em todos os ensaios, o controle de temperatura foi feito pelo termopar localizado no centro da seção útil de 25,40 mm (uma polegada), ou seja, a 12,70 mm (meia polegada) de cada extremidade. Devido ao sobressinal (*overshoot*), inerente ao sistema de controle térmico, foi

determinado um valor de temperatura a ser programado no simulador de forma a se atingir a temperatura desejada. Assim, para a temperatura de patamar de 1030 °C, determinou-se que o simulador deveria ser programado para 1006 °C e, para atingir a temperatura de patamar de 1130 °C, seria necessário programá-lo para 1106 °C.

Devido à geometria do corpo de prova, cria-se um gradiente de temperatura ao longo da seção útil durante o aquecimento: o pico de temperatura ocorre no centro da seção útil, enquanto as extremidades registram temperaturas menores. Esse gradiente, que impede o uso das expressões simplificadas (Expressão 3 e Expressão 4) para o ensaio de torção, traz a necessidade de se empregar simulação numérica para calcular a deformação verdadeira e a taxa de deformação de cada ensaio e de cada região do corpo de prova.

Por isso, foram realizados testes sem deformação para o levantamento da distribuição de temperatura ao longo do comprimento da seção útil do corpo de prova. Para tanto, foram soldados quatro termopares tipo K ao longo da seção útil localizados a 6,35, 9,53, 12,70, 15,88 mm (respectivamente $\frac{1}{4}$, $\frac{3}{8}$, $\frac{1}{2}$ e $\frac{5}{8}$ de polegada) a partir do lado fixo da seção útil, conforme ilustra a Figura 4.9. A montagem utilizada para a realização do experimento é apresentada na Figura 4.10. Na Figura 4.11, são apresentados os perfis térmicos levantados para a temperatura de patamar de 1130 °C. Os valores máximos de temperatura registrados em cada ensaio encontram-se resumidos na Tabela 4.2.

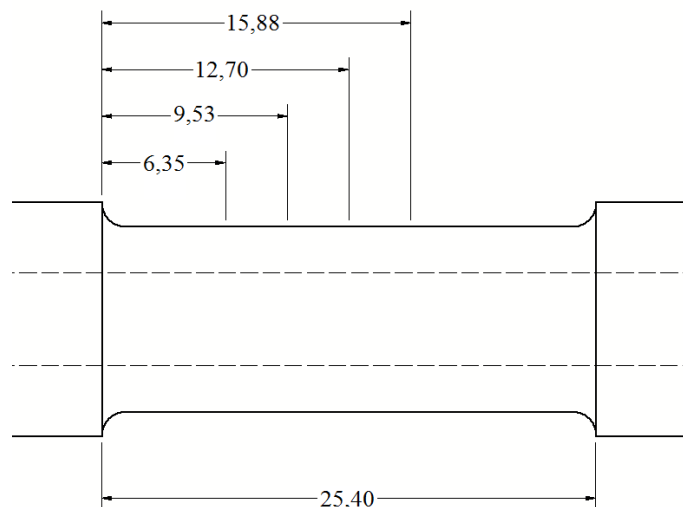


Figura 4.9: Desenho esquemático da seção útil do corpo de prova de torção com indicação da localização dos termopares utilizados para levantamento da distribuição de temperatura. Dimensões em milímetros.

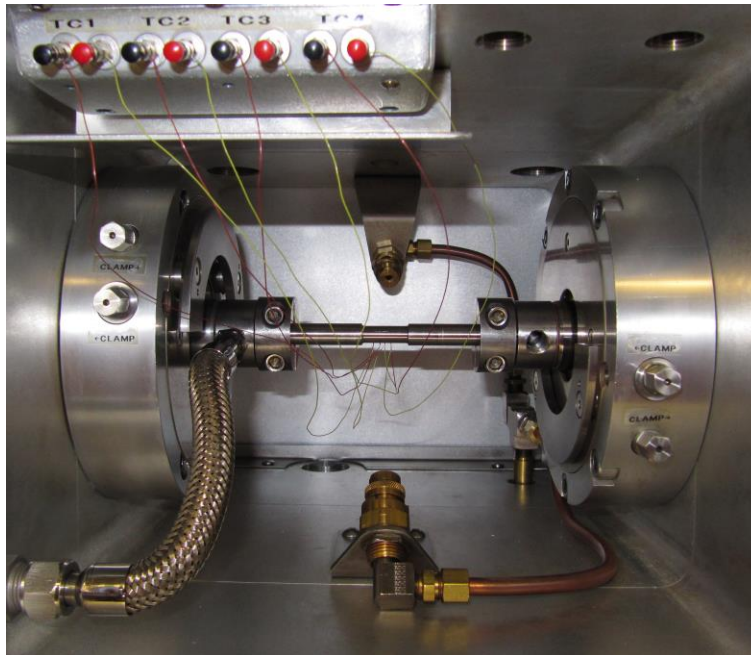


Figura 4.10: Montagem utilizada para o levantamento da distribuição de temperatura ao longo do comprimento da seção útil do corpo de prova de torção.

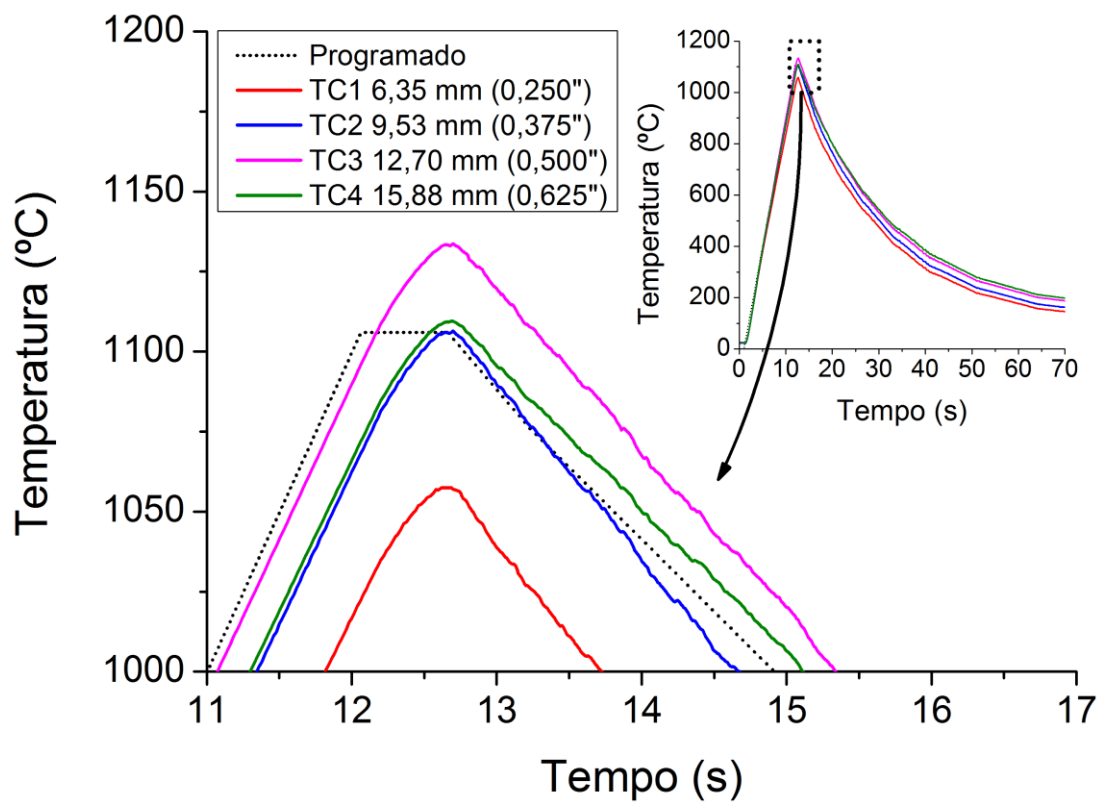


Figura 4.11: Perfis de temperatura do corpo de prova submetido a aquecimento até a temperatura de patamar de 1130 °C, sem deformação.

Tabela 4.2: Valores máximos de temperatura obtidos na seção útil do corpo de prova de torção em ensaios sem deformação.

T _{programada} (°C)	TC1 (6,35 mm) (°C)	TC2 (9,53 mm) (°C)	TC3 (12,70 mm) centro (°C)	TC4 (15,88 mm) (°C)
1030	957	1013	1036	1019
1130	1058	1106	1133	1109

Os perfis de temperatura levantados foram utilizados na calibração de um modelo realizado por elementos finitos no *software* COMSOL v4.2. A partir da simulação numérica do aquecimento, foi possível obter uma distribuição da temperatura em todo o corpo de prova, no instante imediatamente anterior à torção. Essa distribuição foi, então, utilizada na simulação numérica da deformação ocorrida durante o ensaio de torção, que, por sua vez, permitiu a determinação da deformação verdadeira e da taxa de deformação em cada ensaio. A simulação da distribuição de temperatura ao longo do comprimento da seção útil do corpo de prova de torção foi feita com base no método de aquecimento resistivo utilizado pelo simulador termomecânico. Assim, construiu-se a amostra e suas garras de fixação no programa, conforme ilustra a Figura 4.12. Baseado nas medidas experimentais de temperatura do corpo de prova, foi ajustada a densidade de corrente na simulação por elementos finitos até que o perfil térmico simulado coincidissem com os valores experimentais.

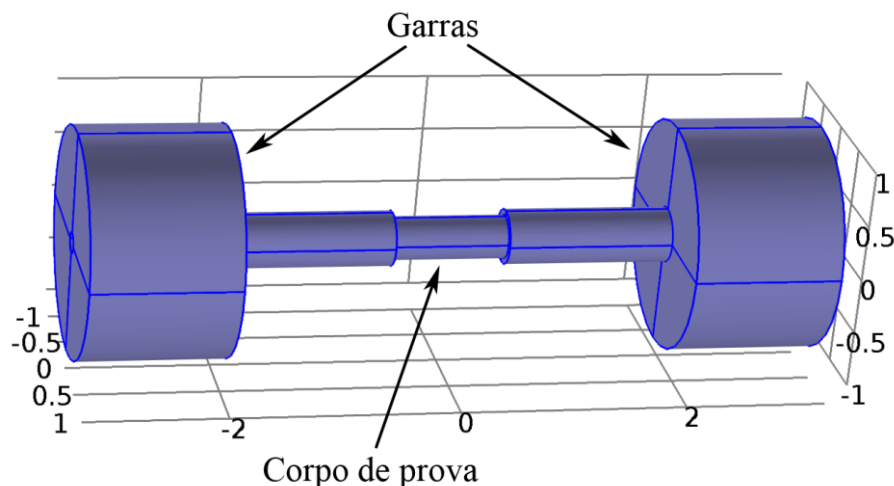


Figura 4.12: Modelo geométrico do ensaio de torção utilizado para simulação numérica por elementos finitos realizada no *software* COMSOL para obtenção da história térmica à qual foi submetido o corpo de prova. Dimensões em polegadas.

Devido ao sistema de resfriamento das garras, supôs-se que suas superfícies externas se mantiveram à temperatura ambiente. Como os ensaios foram realizados sob vácuo, efeitos de troca de calor por convecção foram desprezados e, por isso, o corpo de prova ficou sujeito apenas a troca de calor por radiação e por condução.

Como pode ser observado na Figura 4.13, a distribuição de temperatura simulada numericamente corresponde bem aos dados experimentais e o erro observado entre os valores foi inferior a 10%. Além disso, os resultados da simulação térmica se mostraram compatíveis com as especificações do simulador termomecânico. O equipamento opera em corrente alternada, com tensão máxima de 6 V. Para a temperatura de patamar de 1130 °C, a densidade de corrente apontada pela simulação foi de $4,79 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$, o que corresponde a uma corrente elétrica de 462 A.

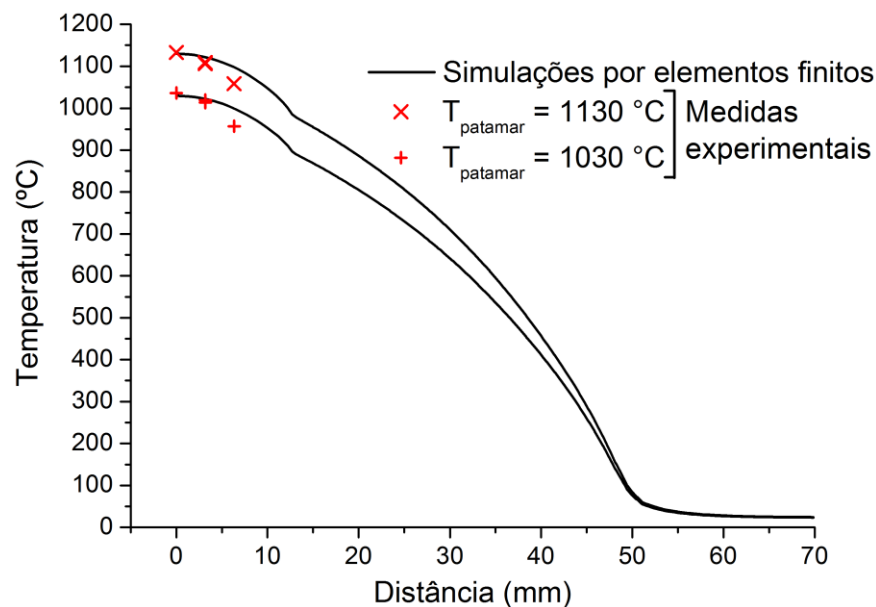


Figura 4.13: Distribuição de temperatura simulada numericamente por elementos finitos (linhas contínuas) em comparação com os dados experimentais de temperatura. Foram simuladas duas temperaturas de patamar, de 1030 e 1130 °C. O eixo de distância se inicia no centro do corpo de prova e aumenta em direção à garra de fixação, como indicado na Figura 4.12.

4.2.5 Parâmetros de torção

A quantidade de deformação imposta ao corpo de prova pode ser controlada pelo número de rotações e a taxa de deformação, pela velocidade de rotação. No entanto, a quantidade de deformação varia ao longo da seção transversal do corpo de prova, sendo máxima na superfície externa da peça, uma vez que a deformação verdadeira é diretamente proporcional ao raio. Todavia, a estimativa correta dos valores de deformação verdadeira e de taxa de deformação deve ser obtida por meio de simulação numérica.

Nos ensaios preliminares com uso do sistema de resfriamento com gás hélio, as amostras foram submetidas à torção à temperatura de patamar de 1260 °C, com velocidades de rotação de 500 ou 750 rpm e o número de revoluções foi limitado a 0,5, 1,0, 1,5 ou 2,0 revoluções. Devido à elevada temperatura destes ensaios, a fração volumétrica de ferrita ultrapassou os 70%-vol., indicando que a temperatura máxima durante a SAPNC seja menor.

Por isso, na primeira série de ensaios com o sistema de resfriamento com nitrogênio líquido, os corpos de prova foram submetidos à torção à temperatura de patamar de 1130 °C, que foi o máximo registrado no levantamento experimental da história térmica da SAPNC. Foram testadas três velocidades de rotação, 500, 750 e 1000 rpm, e o número de revoluções foi limitado a 0,5 ou 1,0 revolução.

Com base nos resultados dessa primeira série, os ensaios seguintes foram realizados em uma faixa de parâmetros mais estreita e objetivando a reprodução das zonas microestruturais observadas em SAPNC. Dessa forma, com a finalidade de reproduzir a ZTMA, os corpos de prova foram submetidos à torção à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidades de rotação de 500 ou 750 rpm e número de revoluções em 0,5 ou 0,75. A temperatura utilizada para a simulação física da ZTMA foi o valor máximo registrado na medida experimental da história térmica da SAPNC pelos termopares localizados na interface da ZM com a ZTMA (termopares localizados a 4 mm do centro da junta soldada na Figura 3.8). Na simulação da ZM, onde a temperatura de pico atinge 1130 °C, as velocidades de rotação testadas foram de 500 e 750 rpm e o número de revoluções foi limitado a 1,0 ou 1,2 revolução.

4.3 Caracterização microestrutural

Os corpos de prova submetidos à torção no simulador termomecânico foram cortados longitudinalmente em serra de precisão Buehler IsoMet 4000 e tiveram o lado fixo marcado para referência. Em seguida, foi feito o embutimento em baquelite para as etapas de lixamento e de polimento. Foram empregadas lixas de granulometria 80, 220, 400, 600, 1200 e 2000. Em seguida, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 3 e 1 μm e em suspensão de sílica coloidal de 0,06 μm .

A microestrutura foi revelada utilizando um ataque eletrolítico em uma solução de 40%-vol. de ácido nítrico (HNO_3) em água destilada. O ataque é feito em duas etapas: na primeira, uma tensão de 1,5 V é aplicada por cerca de 60 s, o que revela os contornos de grão e a interface entre as fases; na segunda etapa, uma tensão de 1,0 V é aplicada por cerca de 7 minutos, de forma a diferenciar a ferrita das austenitas primária e secundária (RAMIREZ, 2001a, 2001b).

A caracterização microestrutural foi feita por meio de microscopia óptica (MO), utilizando microscópio Olympus BX51M, dotado de câmera PaxCam para obtenção de imagens. A quantificação da fração de fases foi realizada por meio de análise digital de imagem, utilizando o software ImageJ[®]. Foram calculados intervalos de confiança de 95% para cada imagem de MO, realizando medidas em triplicata e utilizando a distribuição t de Student.

4.4 Difração de elétrons retroespalhados

A técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) foi empregada para avaliar a fração de fases, o tamanho de grão médio e a fração de fase recristalizada após o processo de deformação a quente. Foram produzidos mapas de 100 x 100 μm^2 com passo de 0,25 μm de regiões e amostras selecionadas com base na observação por MO. Empregou-se um sistema Nordlys HKL Fast Acquisition instalado em um microscópio eletrônico de varredura FEI Quanta 650, dotado de filamento de emissão por efeito Schottky. As medições foram realizadas em tensão de aceleração de 15 kV e distância de trabalho de 23 mm. O processamento dos dados foi realizado no *software* HKL Channel 5. Estas medidas foram realizadas no LNNano/CNPEM.

Os mapas de EBSD passaram por uma etapa de redução de ruído, que consistiu em

extrapolação de picos e de pontos sem indexação. Posteriormente, os dados de EBSD foram comparados com os dados publicados por Santos (2012), o qual empregou o *software* TSL OIM Analysis. Embora os programas de tratamento de dados sejam diferentes, foram seguidos o mesmo método de limpeza dos dados e os mesmos parâmetros para possibilitar a comparação entre as análises.

Para a determinação da fração de fase recristalizada, o *software* utilizado inicialmente realiza uma reconstrução dos grãos baseada em um ângulo de corte, que foi definido em 5°. Em seguida, é feita uma medida da desorientação média dentro de cada grão (HKL TECHNOLOGY, 2004). Considerou-se que subgrãos com desorientação interna θ_c acima de 1° se encontravam deformados¹, onde θ_c é o ângulo mínimo para se definir um subgrão. No entanto, alguns grãos apresentam desorientação interna abaixo de θ_c , porém a desorientação entre os subgrãos está acima deste limite. Estes grãos foram classificados como subestruturados. Os demais grãos foram classificados como recristalizados.

4.5 Simulação numérica do ensaio de torção

Devido ao gradiente térmico desenvolvido durante o aquecimento, as expressões simplificadas (Expressão 3 e Expressão 4) para o cálculo de deformação verdadeira e taxa de deformação não podem ser utilizadas. Portanto, foi empregada a simulação numérica do ensaio de torção a quente por elementos finitos para estimar os valores de deformação verdadeira e taxa de deformação para cada região microestrutural simulada. A simulação, cuja malha é apresentada na Figura 4.14, foi realizada no *software* Forge[®] 2008, com 41.457 elementos tetraédricos e 9.725 nós no corpo de prova. Foi imposta a distribuição de temperatura calculada por simulação numérica a partir dos dados levantados experimentalmente, como apresentado na Seção 4.2.4. É importante ressaltar que a simulação em questão considera efeitos de aquecimento adiabático devido à deformação do material durante a torção.

¹ O termo “deformados” foi utilizado, neste trabalho, para descrever os grãos que, apesar de terem sofrido deformação plástica em elevada temperatura, não apresentaram amaciamento extensivo durante ou após a deformação. Assim, durante a análise de EBSD, estes grãos não apresentaram características de grãos subestruturados ou recristalizados.

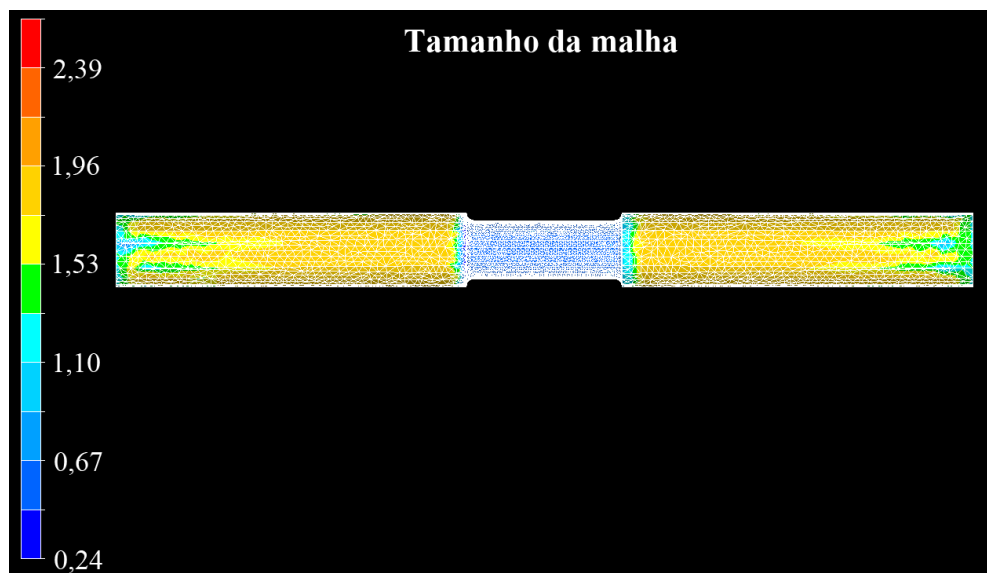


Figura 4.14: Malha de elementos finitos utilizada na simulação numérica dos ensaios de torção.

Pela ausência das propriedades físicas e mecânicas do AID estudado na base de dados disponível, utilizou-se o material com propriedades mais semelhantes ao UNS S32205, o aço inoxidável AISI 316. Por utilizar o módulo de trabalho a quente, o programa emprega a expressão de Hansel-Spittel para modelar o comportamento do material. A expressão e os coeficientes para o material considerado são apresentados na Tabela 4.3. Como foram avaliadas apenas a quantidade e a taxa de deformação por meio destas simulações, as propriedades do material escolhido pouco afetam os resultados, que são muito mais relacionados ao número e à velocidade das revoluções. Um exemplo de simulação do ensaio de torção é apresentado na Figura 4.15. Estas simulações foram realizadas na Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM) da Universidade Estadual de Campinas (Unicamp).

Tabela 4.3: Equação de Hensel-Spittel e coeficientes do aço AISI 316 utilizados na simulação numérica dos ensaios de torção.

Expressão de Hensel-Spittel	
$\sigma_f = A e^{m_1 T} \varepsilon^{m_2} \dot{\varepsilon}^{m_3} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} (1 + \varepsilon)^{m_5 T} e^{m_7 \varepsilon} \dot{\varepsilon}^{m_8} T^{m_9}$	
Coeficientes para AISI 316	
A	4321,5913
m ₁	0,00305
m ₂	0,10835
m ₃	0,08647
m ₄	0,0127
m ₅	0
m ₇	0
m ₈	0
m ₉	0

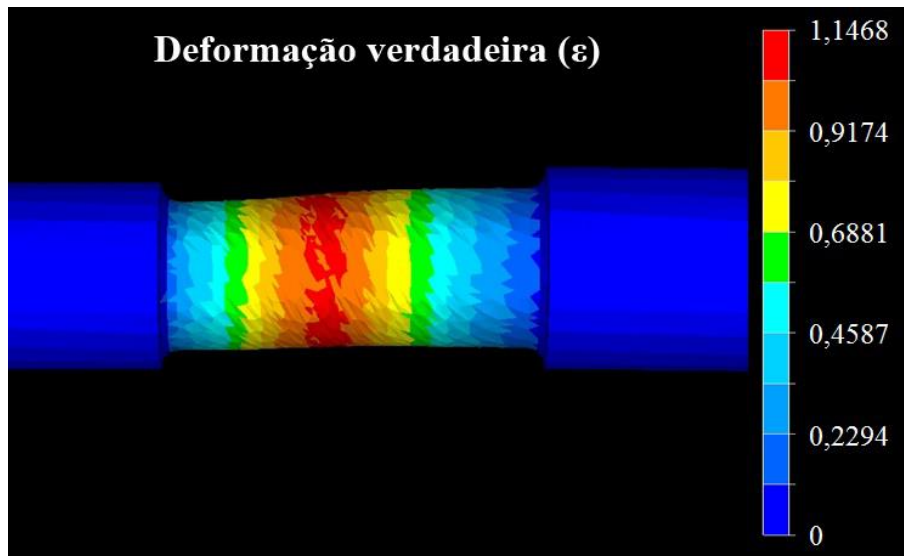


Figura 4.15: Exemplo de simulação numérica do ensaio de torção, indicando a distribuição de deformação verdadeira.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 História térmica

Com o uso do sistema de resfriamento com nitrogênio líquido, foi possível reproduzir sistematicamente a história térmica associada à SAPNC. Na Figura 5.1, são apresentados quatro perfis obtidos em repetições do ensaio com temperatura de patamar de 1130 °C em comparação com a história térmica medida durante a SAPNC. As curvas da simulação física observadas correspondem à região central do comprimento da seção útil do corpo de prova. Já a história térmica referente à SAPNC foi medida por um termopar soldado junto à interface entre duas chapas de 10 mm de espessura (SANTOS, 2012).

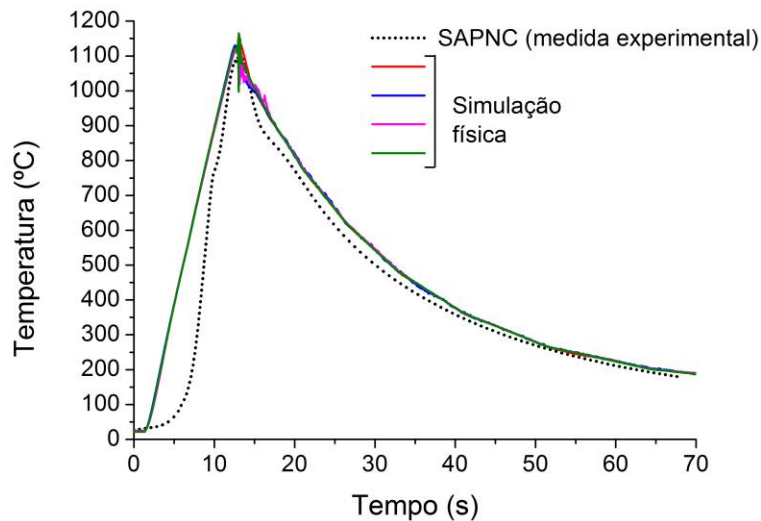


Figura 5.1: Quatro repetições do ciclo térmico simulado (linhas contínuas) a partir da história térmica medida durante a SAPNC (linha pontilhada). O perfil de temperatura durante a SAPNC é o mesmo mostrado em vermelho na Figura 3.8, referente ao centro da junta soldada (SANTOS, 2012).

É importante ressaltar que este perfil de temperatura medido durante a SAPNC não corresponde à máxima temperatura do processo, mesmo que a medida tenha sido feita na região central. Isso ocorre porque o termopar é efetivamente deslocado ao longo da soldagem pela passagem da ferramenta. A temperatura máxima deve ser observada na região central posterior à

ferramenta. Devido à impossibilidade de se medir a temperatura nesta região, utiliza-se simulação numérica para prever o ciclo térmico observado na ZM.

Já os ensaios executados com resfriamento acelerado reproduzem com maior precisão a elevada taxa de resfriamento observada logo após o pico de temperatura. Com isso, desejava-se observar se a taxa de resfriamento mais elevada logo no início do resfriamento afeta significativamente a microestrutura final. Taxas de resfriamento mais elevadas permitem reter a microestrutura deformada, evitando maiores efeitos de crescimento de grão, principalmente em temperaturas mais elevadas. Na Figura 5.2, pode-se observar que o ciclo programado reproduz satisfatoriamente a taxa de resfriamento logo após o pico de temperatura. Porém, isso implica em um resfriamento mais rápido do que a história térmica medida em SAPNC em temperaturas abaixo de 900 °C.

A princípio, o equipamento é capaz de reproduzir exatamente a história térmica medida em SAPNC, desde que ela seja discretizada em seções lineares. Porém, para facilitar a programação dos ensaios a partir de qualquer temperatura de patamar, foi utilizada uma função exponencial para ajustar a curva de resfriamento. Como o crescimento de grão é favorecido em temperaturas mais elevadas, a diferença entre as histórias térmicas de SAPNC e da simulação física abaixo de 900 °C não deve afetar significativamente a microestrutura final.

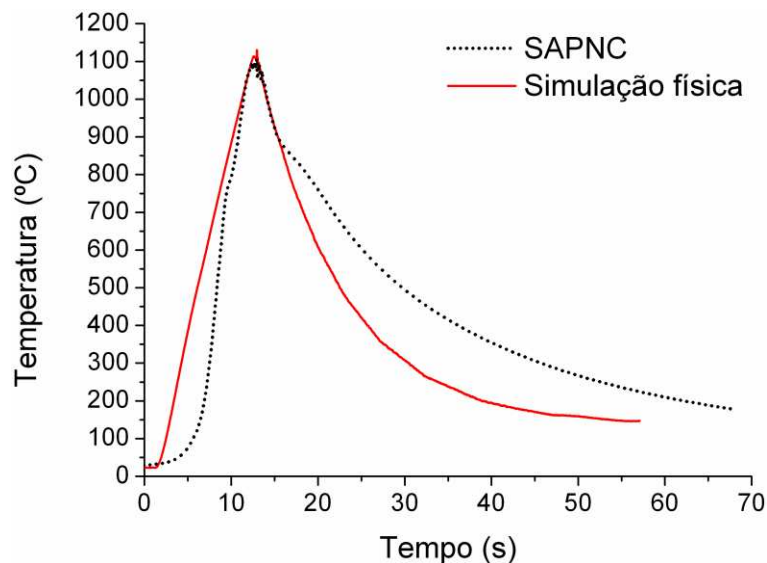


Figura 5.2: Ciclo térmico em resfriamento acelerado (linha contínua) em comparação com a história térmica medida durante a SAPNC (linha pontilhada) no centro da junta soldada.

5.2 Metal de base

A Figura 4.2 apresenta a microestrutura da seção transversal do metal de base (MB), observada por MO, na qual se observa lamelas de austenita alongadas na direção de laminação em uma matriz ferrítica. Os mapas obtidos pela técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD), reproduzidos na Figura 5.3, revelam que, na austenita, existem mais contornos de alto ângulo (a partir de 15°) e poucos contornos de grão de baixo ângulo (entre 5 e 15°) e, na ferrita, foram observados contornos de grão de baixo ângulo em maior quantidade. Isso ocorre porque a austenita tem maior tendência à recristalização, devido à baixa EFE, o que resulta em maior quantidade de contornos de alto ângulo. No entanto, a ferrita, com maior EFE, tem maior tendência à recuperação e, por isso, à geração de contornos de baixo ângulo.

Além disso, foram obtidos, não só para o MB, mas também para algumas amostras de simulação física, mapas de fase e de fração recristalizada. Os mapas de fase, como o exemplo apresentado na Figura 5.3b, foram utilizados para determinação da fração volumétrica de ferrita. Os mapas de fração recristalizada, como aqueles apresentados na Figura 5.4, indicam as regiões que sofreram recristalização e as regiões que permaneceram nos estados deformado ou subestruturado. Com isso, é possível obter uma estimativa da fração que sofreu recristalização em cada uma das fases separadamente.

Os dados obtidos pela técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) revelaram que o metal de base apresentou fração volumétrica de ferrita de 51%-vol. e tamanho médio de grão ferrítico de $3,3 \pm 0,7 \mu\text{m}$ e austenítico de $2,7 \pm 0,3 \mu\text{m}$ (para um intervalo de confiança de 95%). Além disso, observou-se que a fração recristalizada de ferrita era de 38%-vol., enquanto a fração recristalizada de austenita atingiu 61%-vol. Os elevados valores de fração recristalizada refletem o tratamento termomecânico dado ao material, no qual o material sofre laminação a quente e posterior tratamento para homogeneização da microestrutura, mediante solubilização à temperatura entre 1050 e 1150°C , dependendo da liga e do fabricante.

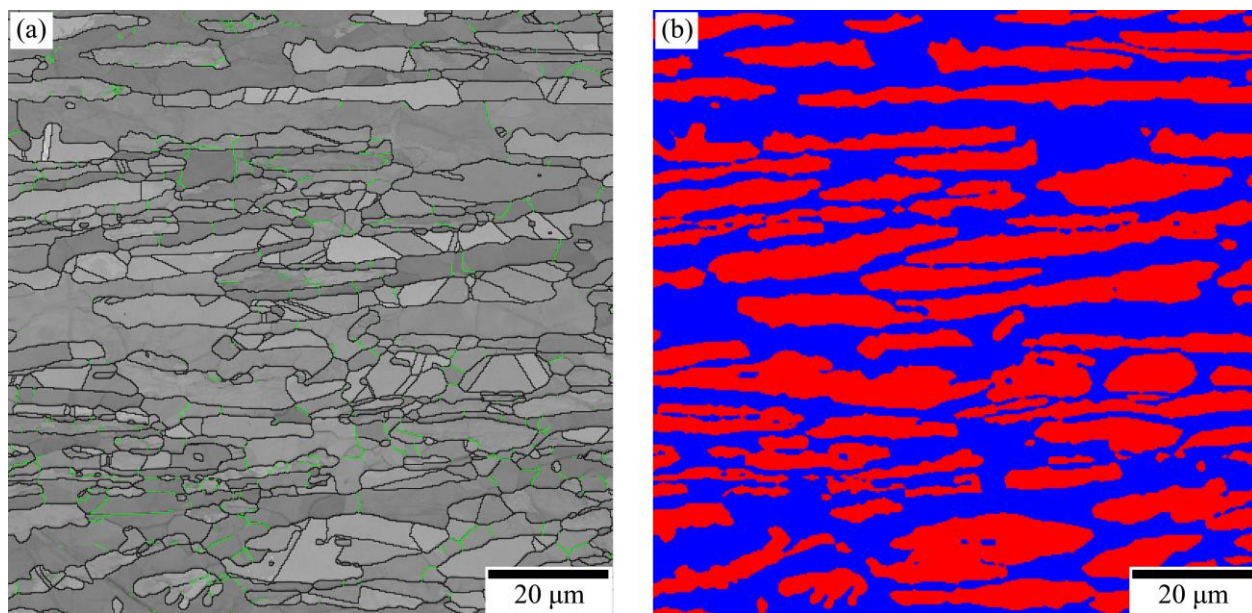


Figura 5.3: Mapas obtidos pela técnica de EBSD: (a) índice de qualidade de imagem e contornos de grão entre 5 e 15°, em verde, e a partir de 15°, em preto; (b) contraste de fase, austenita em vermelho e ferrita em azul.

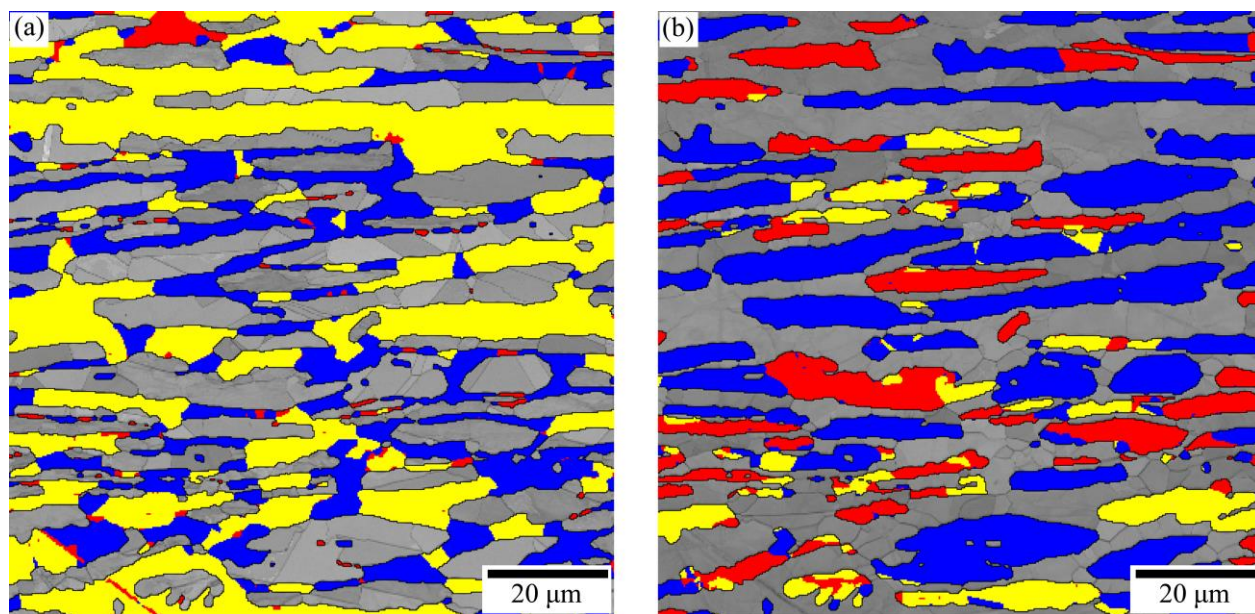


Figura 5.4: Mapas de fração recristalizada da (a) ferrita e (b) austenita. Em azul, regiões recristalizadas; em amarelo, regiões subestruturadas; e em vermelho, regiões deformadas.

5.3 Análise metalográfica

Nas amostras dos corpos de prova submetidos à torção, buscou-se regiões cuja microestrutura se assemelhasse a microestruturas observadas em diferentes zonas da junta soldada, como representado esquematicamente na Figura 5.5. Em todas as imagens de MO, o eixo de torção é horizontal, conforme indicado pela seta vermelha.

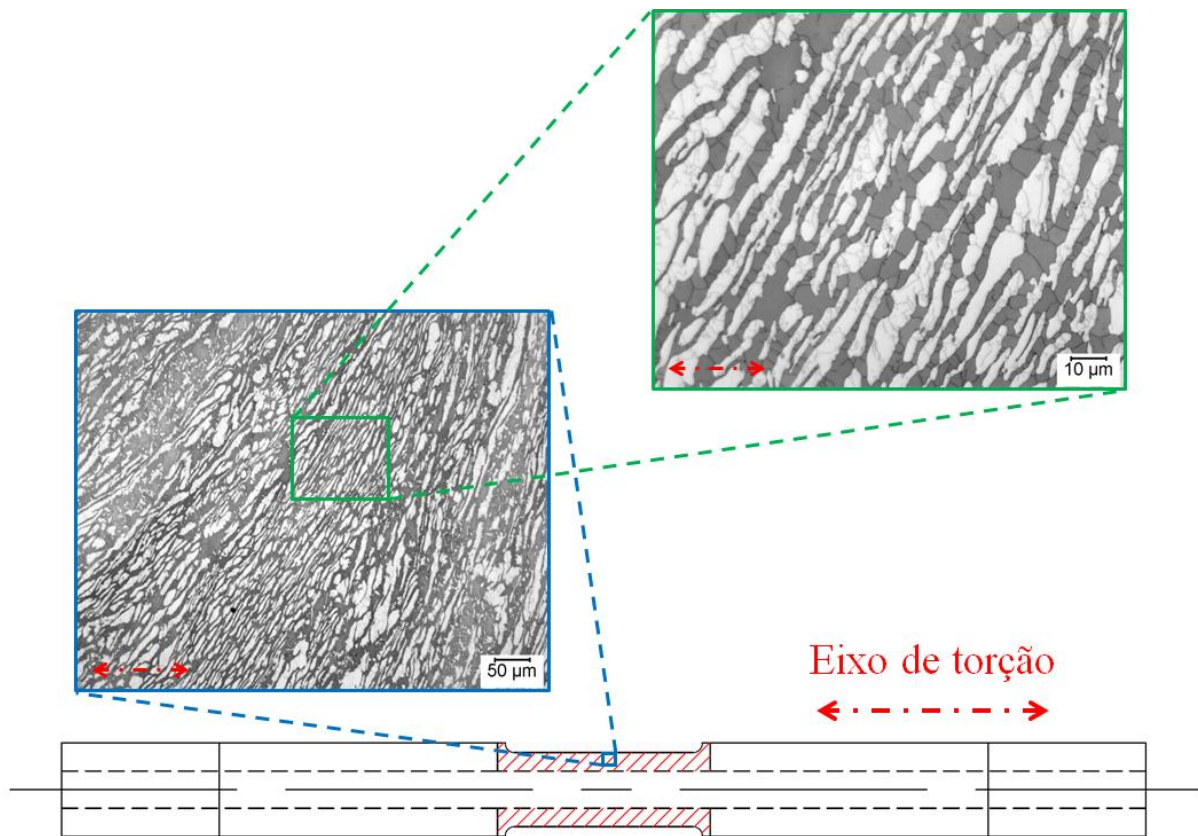


Figura 5.5: Esquema representativo da obtenção de amostras dos corpos de prova submetidos à torção para análise metalográfica e obtenção de imagens por MO.

Em ensaios preliminares realizados com o sistema de resfriamento com gás hélio, os corpos de prova foram submetidos à torção à temperatura de 1260 °C. O ensaio realizado a 750 rpm e 1,0 revolução revela microestrutura bastante refinada (Figura 5.6), porém com elevado teor de ferrita, cerca de 73%-vol., medido por metalografia quantitativa. Neste caso, as lamelas de austenita são menores que aquelas observadas no metal de base, além de exibirem maior número de

contornos de grão de alto ângulo. Vale ressaltar que quanto maior a energia associada ao contorno de grão, mais visível ele se torna após o ataque metalográfico. Por isso, os contornos observados em MO são, geralmente, de alto ângulo. A temperatura elevada dos ensaios preliminares promoveu a dissolução parcial da austenita, a qual não reformou completamente durante o resfriamento, aumentando a fração volumétrica de ferrita na microestrutura final. Isso indica que a temperatura atingida na SAPNC do AID estudado é inferior ao patamar utilizado e, por isso, nos ensaios seguintes, foi utilizada uma temperatura de patamar inferior.

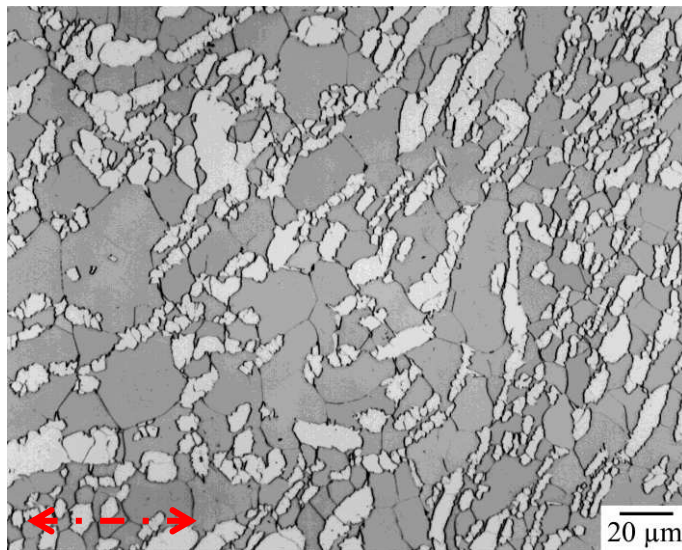


Figura 5.6: Micrografia de amostra submetida à torção a 1260 °C, 750 rpm e 1,0 revolução com sistema de resfriamento com gás hélio. Microestrutura refinada, porém com elevada fração volumétrica de ferrita: 73%-vol. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO_3 .

As imagens de MO da primeira série de amostras submetida à torção com o sistema de resfriamento com nitrogênio líquido são apresentadas na Figura 5.7. Essas imagens foram obtidas na região média do comprimento útil do corpo de prova e próximo à superfície, onde a temperatura é registrada pelo termopar de controle e a quantidade de deformação é máxima. Estes corpos de prova foram submetidos à torção à temperatura de patamar de 1130 °C. O teste realizado a 1000 rpm e uma revolução não pôde ser validado, pois a velocidade de rotação efetiva ficou abaixo do valor programado.

Em comparação com o metal de base (Figura 4.2), as lamelas de austenita das amostras deformadas revelam maior densidade de contornos de grão, além de serem menores, tanto devido

ao efeito de deformação, quanto da restauração da γ no resfriamento. Comparando as amostras deformadas entre si, observa-se que o efeito da taxa de deformação não é tão pronunciado quanto da quantidade de deformação. Maiores quantidades de deformação resultaram em lamelas de austenita menores e mais equiaxiais, o que indica a possível ocorrência de recrystalização. No entanto, observa-se que existe uma grande dispersão no tamanho de grão austenítico, pois coexistem grãos muito pequenos e equiaxiais e grandes lamelas deformadas. Isso significa que a recrystalização não foi completa, mas sim parcial. As lamelas que não apresentam contornos de grão em seu interior provavelmente não atingiram a quantidade de deformação necessária para que se iniciasse a DRX. Isso ocorre devido à partição da deformação, já que, nos AID, a deformação se inicia na ferrita e, mais tarde, é transferida para a austenita, quando uma maior quantidade de deformação é acumulada pela microestrutura (ALVAREZ-ARMAS, 2009; IZA-MENDIA, 1998; MOMENI, 2011).

Além disso, também foi avaliada a fração volumétrica de ferrita em cada amostra da simulação física. Os valores determinados por análise digital de imagem, reportados na Tabela 5.1, demonstram um pequeno aumento na proporção de ferrita em comparação com o metal de base. Ainda assim, observa-se que, na temperatura de ensaio, boa parte da austenita permanece estável e não é dissolvida.

Tabela 5.1: Frações volumétricas de ferrita das regiões apresentadas na Figura 5.7, determinadas por análise digital de imagem. Intervalo de confiança de 95%.

Fração volumétrica de ferrita (%-vol.)		
Velocidade de rotação (rpm)	N° de revoluções	
	0,5	1,0
500	62 $\pm$ 1	67 $\pm$ 2
750	61 $\pm$ 2	61 $\pm$ 2
1000	56 $\pm$ 1	-

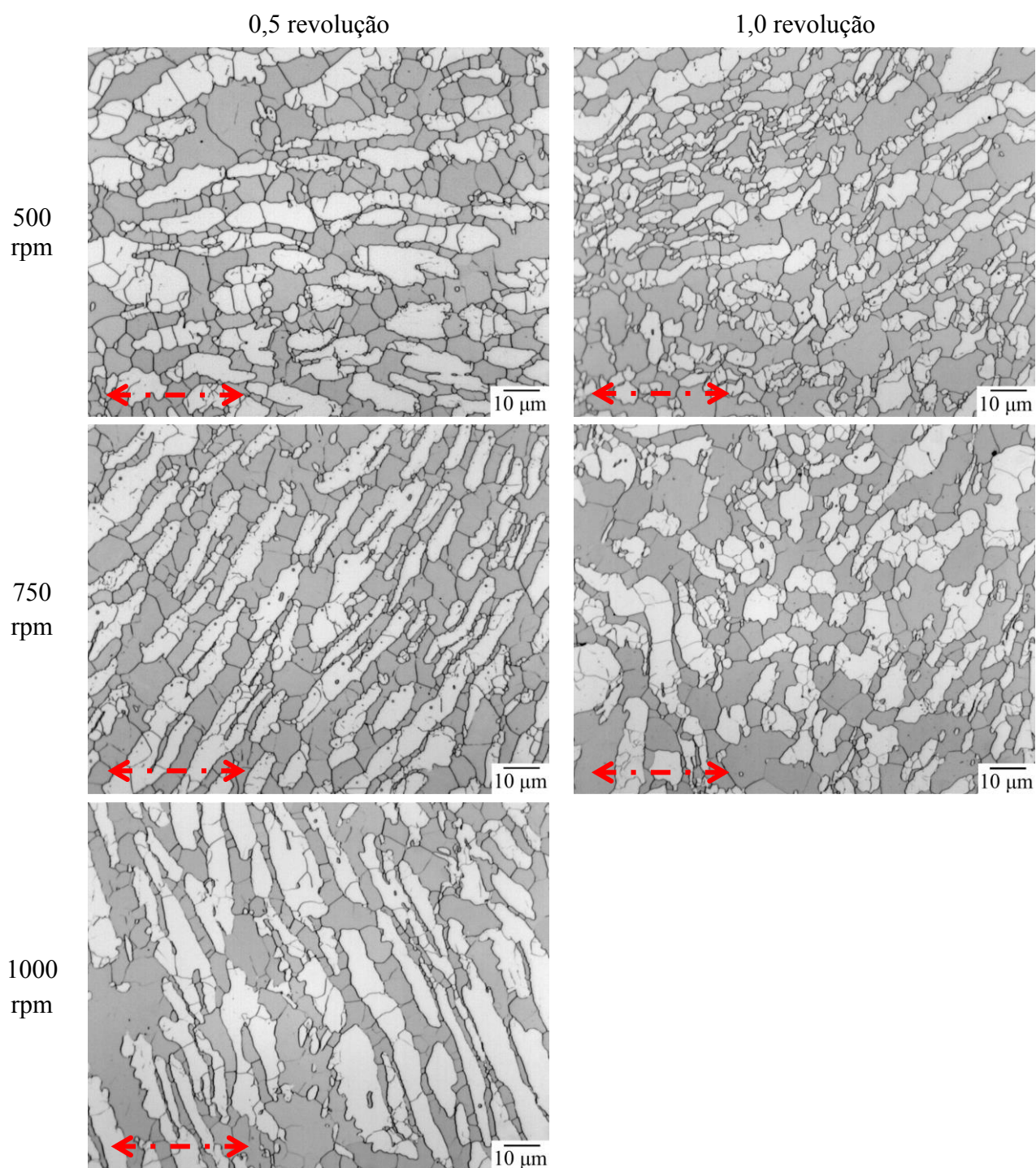


Figura 5.7: Micrografias das amostras de simulação física submetidas à torção à temperatura de patamar de 1130 °C e a diferentes velocidades de rotação e números de revolução. Todas as imagens foram obtidas na região central do comprimento útil do corpo de prova e próximo à superfície externa. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO_3 .

Ao se comparar as micrografias das amostras de simulação física com as do processo de SAPNC, observa-se que existem semelhanças morfológicas com a ZTMA. A Figura 5.8 contém as micrografias obtidas por MO da ZTMA-LA do AID UNS S32205 soldado por SAPNC e da amostra simulada a 750 rpm e 0,5 revolução com temperatura máxima de 1130 °C. Ambas as regiões apresentam características morfológicas semelhantes: lamelas de austenita alongadas em uma direção preferencial e, em algumas delas, são observados diversos contornos de grão. Além das semelhanças morfológicas, a análise metalográfica revelou que as frações volumétricas de ferrita nas regiões soldada e simulada são praticamente iguais: 62 e 61%-vol. de ferrita, respectivamente.

A mesma comparação pode ser feita na ZTMA-LR pela observação da Figura 5.9. No material soldado, são observadas lamelas de austenita ainda menores, com grande densidade de contornos de grão em seu interior. Na simulação física, foi possível obter lamelas austeníticas de morfologia semelhante ao observado em SAPNC, porém com menor densidade de contornos de grão. Para sanar esse problema, buscaram-se, nos ensaios seguintes, parâmetros que promovessem a deformação da austenita, ou seja, altas taxas de deformação, que inibem a DRV da ferrita e causam a transferência de carregamento para a austenita, e maiores quantidades de deformação. Ainda assim, ambas as regiões também apresentam, de acordo com a análise metalográfica, frações volumétricas de ferrita muito semelhantes: 68%-vol. no material soldado e 67%-vol. na amostra simulada.

No entanto, é importante ressaltar que, apesar da semelhança morfológica, esta simulação não pôde ser validada devido à elevada temperatura em que o ensaio foi realizado. A temperatura de pico de 1130 °C é maior do que o valor medido nestas regiões durante a soldagem e, por isso, a simulação da ZTMA foi feita em ensaios com temperatura mais baixa, de 1030 °C. Além disso, estes ensaios permitiram determinar que a simulação física da ZM seria possível com maiores quantidades de deformação.

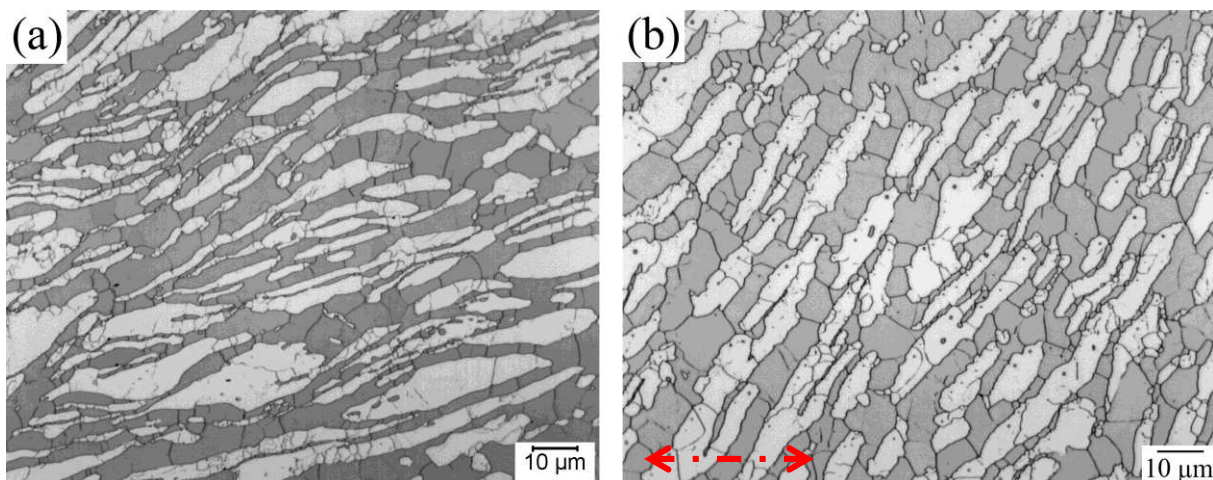


Figura 5.8: Micrografias (a) da ZTMA-LA do AID UNS S32205 e (b) da simulação física realizada a temperatura de patamar de 1130 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,5 revolução. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO_3 .

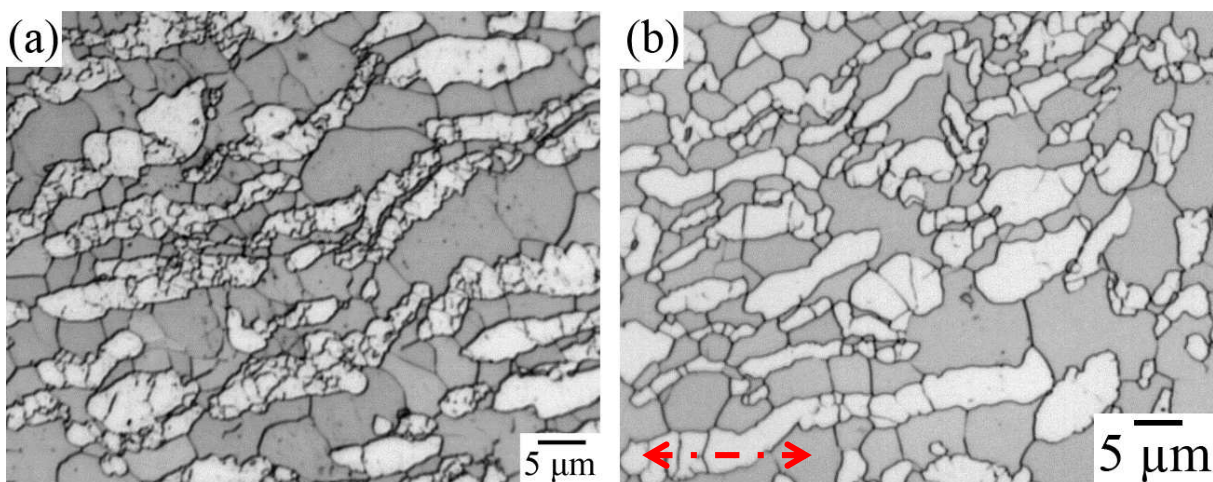


Figura 5.9: Micrografias (a) da ZTMA-LR do AID UNS S32205 e (b) da simulação física realizada a temperatura de patamar de 1130 °C, com velocidade de rotação de 500 rpm e 1,0 revolução. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO_3 .

5.4 Zona termomecanicamente afetada

Com o objetivo de simular a microestrutura da ZTMA, foram realizados ensaios de torção à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidades de rotação entre 500 e 750 rpm e o número de revoluções foi limitado a 0,5 ou 0,75 revolução. As microestruturas reais e simuladas foram comparadas morfológicamente, pela quantificação da fração de fases, da fração recristalizada e do tamanho de grão médio.

O ensaio de simulação física proposto tem elevado nível de semelhança com a formação da ZTMA, principalmente no LA, uma vez que o material sofre uma fração importante da deformação próximo da temperatura máxima atingida nesta região. No entanto, durante a soldagem, o material pode sofrer deformação mesmo em temperaturas mais baixas, nas quais as condições de deformação e amaciamento e as propriedades mecânicas de ambas as fases podem ser completamente diferentes daquelas observadas na temperatura máxima do ensaio. Porém, a realização de ensaios com deformação contínua em diferentes temperaturas é impraticável tanto por limitações do equipamento de simulação física, quanto pela complexidade da análise dos resultados do ensaio.

A determinação da deformação verdadeira e da taxa de deformação se baseou em simulações numéricas do ensaio de torção pelo método de elementos finitos. A Figura 5.10 apresenta a distribuição da deformação verdadeira ao longo da seção longitudinal do corpo de prova de torção, enquanto a Figura 5.11 apresenta a distribuição da taxa de deformação. As taxas de deformação máximas da simulação numérica foram observadas nas regiões onde o corpo de prova é fixado às garras. Com base nessas simulações e conhecendo a posição em que determinada microestrutura foi observada, pôde-se estimar a quantidade e a taxa de deformação que deram origem a cada microestrutura. Para tanto, foram extraídos perfis de deformação verdadeira e taxa de deformação ao longo das linhas P1, P2 e P3 indicadas na Figura 5.12. Os perfis de deformação verdadeira e taxa de deformação são apresentados, respectivamente, na Figura 5.13 e na Figura 5.14.

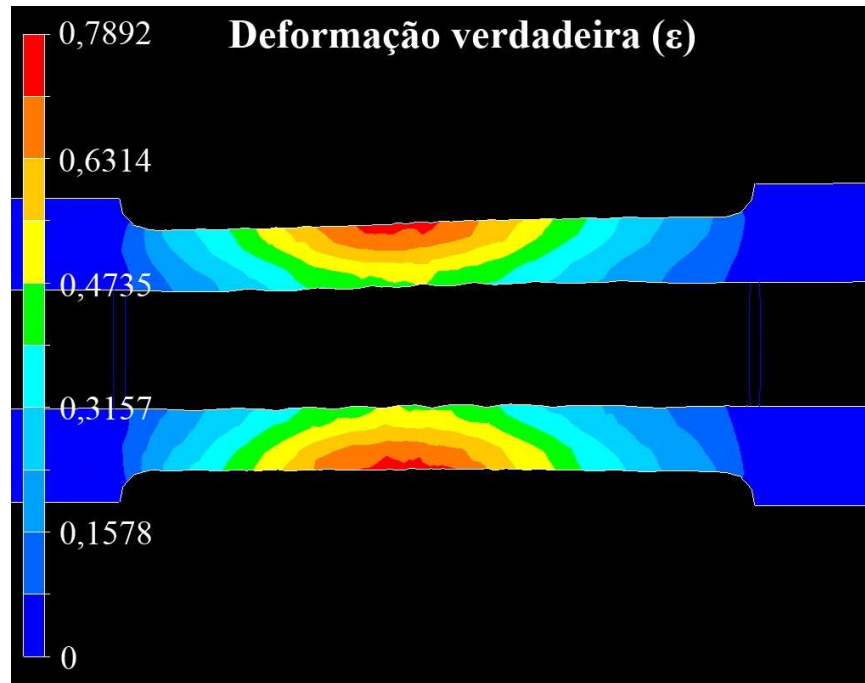


Figura 5.10: Distribuição da deformação verdadeira na seção longitudinal do corpo de prova submetido à torção à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,75 revolução.

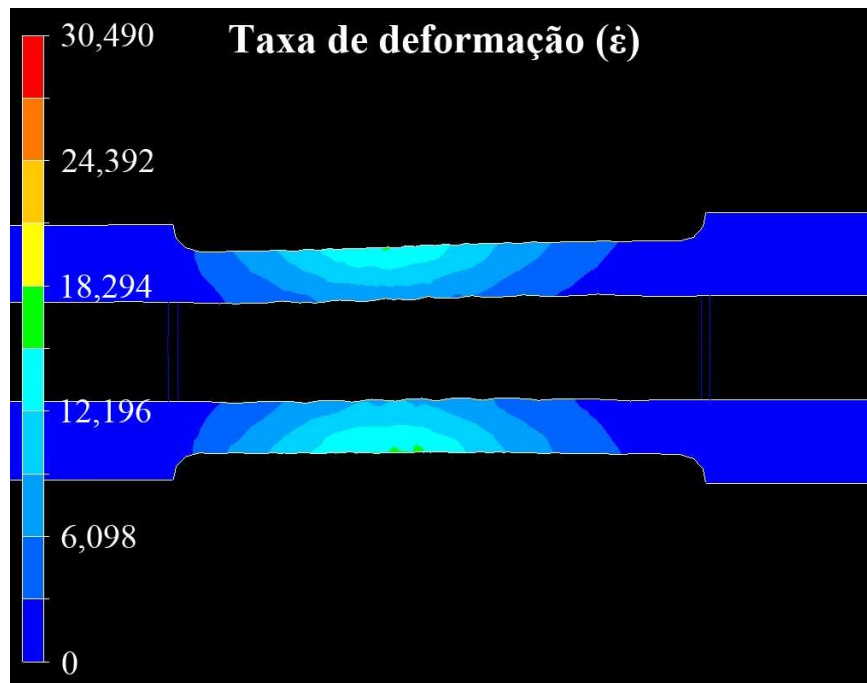


Figura 5.11: Distribuição da taxa de deformação na seção longitudinal do corpo de prova submetido à torção à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,75 revolução.

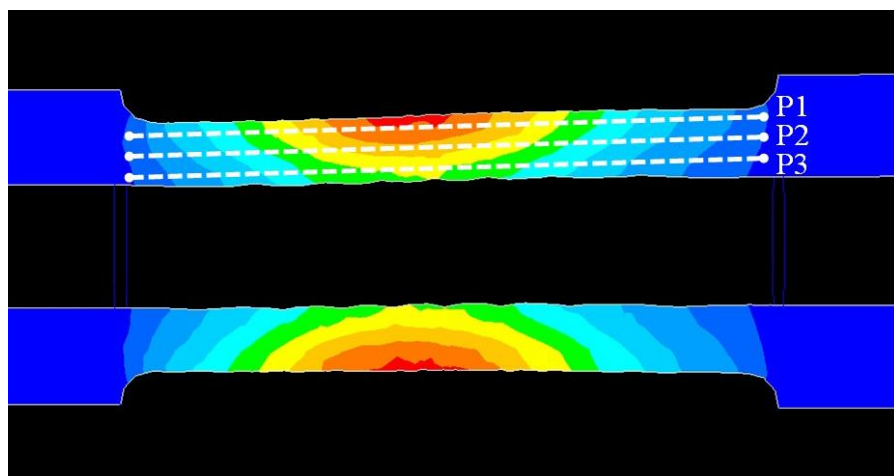


Figura 5.12: Linhas P1, P2 e P3 de onde foram extraídos os perfis de deformação verdadeira e taxa de deformação apresentados na Figura 5.13 e na Figura 5.14, respectivamente.

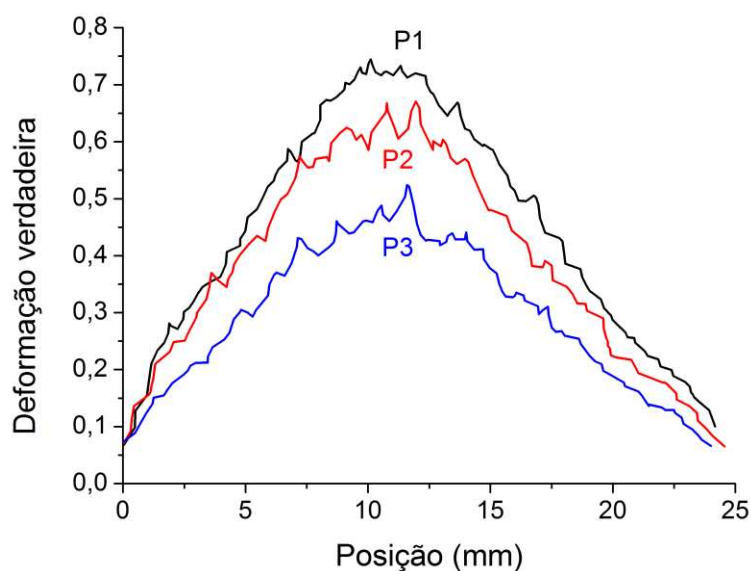


Figura 5.13: Perfis de deformação verdadeira em função da posição ao longo da seção longitudinal do corpo de prova de torção. Simulação numérica do ensaio de torção realizado à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,75 revolução.

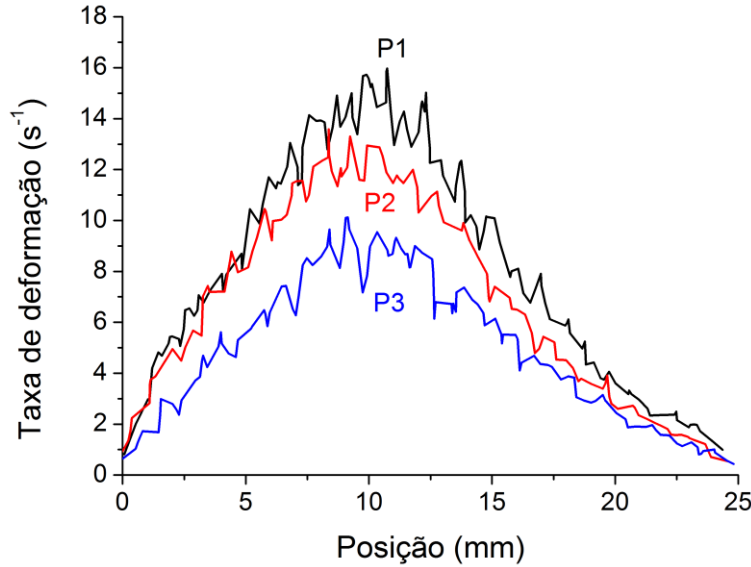


Figura 5.14: Perfis de taxa de deformação em função da posição ao longo da seção longitudinal do corpo de prova de torção. Simulação numérica do ensaio de torção realizado à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,75 revolução.

5.4.1 Lado de avanço

A microestrutura observada por MO na ZTMA-LA consiste em lamelas alongadas de austenita em uma matriz ferrítica, a qual apresenta maior quantidade de contornos de alto ângulo em comparação com o metal de base. Pela técnica de MO, os contornos de grão de baixo ângulo da ferrita não podem ser distinguidos. Por isso, foram realizadas medições por EBSD, nas quais diferenças de orientação cristalográfica são evidenciadas. A microestrutura da ZTMA-LA foi observada em três diferentes ensaios realizados à temperatura de patamar de 1030 °C: 500 rpm e 0,75 revolução, 750 rpm e 0,5 revolução, e 750 rpm e 0,75 revolução, conforme ilustra a Figura 5.15. Tanto na ZTMA-LA real quanto nas microestruturas simuladas, a fração de ferrita permaneceu próxima da condição ideal, de cerca de 50%-vol., conforme mostra a Tabela 5.2.

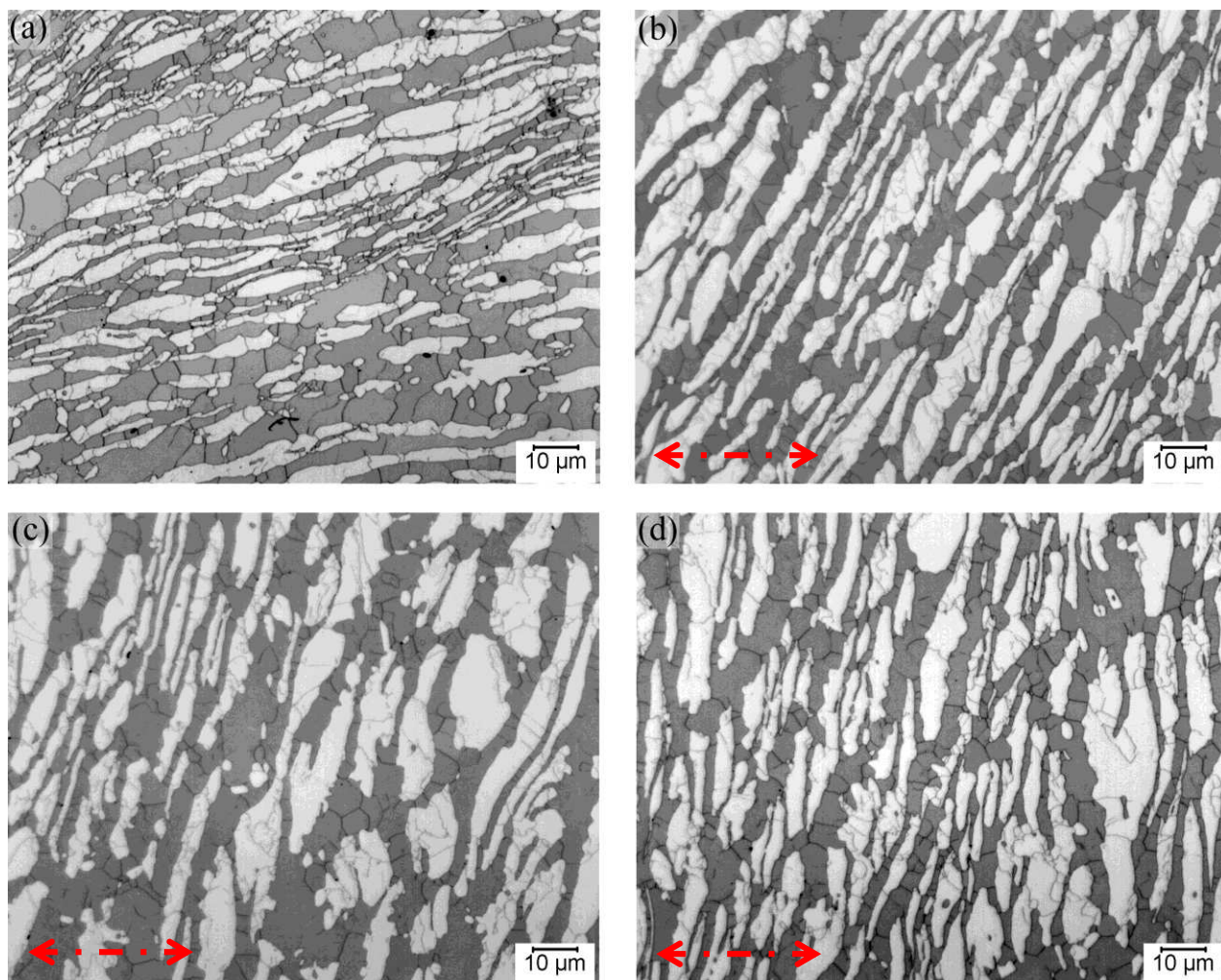


Figura 5.15: Micrografias (a) da ZTMA-LA e (b)-(d) dos ensaios de torção à temperatura de patamar de 1030 °C realizados a (b) 500 rpm e 0,75 revolução, (c) 750 rpm e 0,5 revolução e (d) 750 rpm e 0,75 revolução. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO_3 .

Tabela 5.2: Frações volumétricas de ferrita da ZTMA-LA e das microestruturas simuladas, obtidas a partir dos mapas de contraste de fase por EBSD.

Fração volumétrica de ferrita (%-vol.)	
ZTMA-LA*	52,0
1030 °C – 500 rpm – 0,75 rev.	49,8
1030 °C – 750 rpm – 0,50 rev.	47,6
1030 °C – 750 rpm – 0,75 rev.	46,8

* (Santos, 2012)

No entanto, a análise por EBSD revelou que a microestrutura simulada apresentou tamanhos de grão médios menores do que aqueles observados na ZTMA-LA, conforme aponta a Tabela 5.3. Taxas de deformação mais baixas ou quantidades de deformação menores poderiam produzir microestruturas semelhantes, porém com redução menos acentuada no tamanho de grão. Além disso, a fração de ferrita recrystalizada nas regiões simuladas, apresentada na Tabela 5.4, ficou muito próxima ou pouco acima do valor registrado na ZTMA-LA. Isso significa que os parâmetros utilizados promoveram maior ocorrência do processo de CDRX na ferrita durante os ensaios de torção do que na ZTMA-LA da junta soldada. A ocorrência desse fenômeno de amaciamento é corroborada pela elevada fração de ferrita subestruturada, a qual ficou acima de 40%-vol. nas três regiões analisadas.

A fração de ferrita recrystalizada no ensaio realizado a 1030 °C, 500 rpm e 0,75 revolução apresentou um valor muito próximo da fração recrystalizada na ZTMA-LA. Nos demais ensaios, observou-se maiores valores de fração recrystalizada de ferrita, o que é condizente com a maior taxa de deformação imposta nestes ensaios (750 rpm, contra 500 rpm), que promove o acúmulo de deformação e, conseqüentemente, favorece a CDRX da ferrita.

Na austenita, observou-se elevado acúmulo de deformação, com valores acima de 70%-vol., o que indica que houve transferência de carregamento para a γ , fase mais resistente na temperatura do ensaio, e criou-se condições para ocorrência de DRX da austenita em algumas regiões, o que levou a frações recrystalizadas de γ de cerca de 10%-vol. Devido à baixa temperatura relativa destes ensaios, de 1030 °C, não se espera a ocorrência de DRV na austenita (ALVAREZ-ARMAS, 2009). Assim, obteve-se, nos ensaios de torção, uma baixa fração recrystalizada de γ , como observado na ZTMA-LA. Uma vez que as frações recrystalizadas de γ dos ensaios de torção estão razoavelmente próximas à da ZTMA-LA, pode-se assumir que os valores obtidos de deformação verdadeira e taxa de deformação nos ensaios de torção se aproximam bem das condições reais durante a soldagem.

Em comparação com o MB, observa-se que, nos ensaios de torção, houve redução significativa do tamanho de grão médio de ambas as fases, o que é condizente com o processo de deformação imposto. Além disso, observa-se uma drástica diminuição da fração recrystalizada de austenita, o que indica que houve transferência de carregamento para esta fase, mas não foram atingidas as condições necessárias para ocorrência extensiva de DRX (HAN, 2011). Dessa forma, boa parte da deformação transferida permaneceu acumulada na austenita.

Tabela 5.3: Tamanhos de grão médio ferrítico e austenítico da ZTMA-LA e das microestruturas simuladas calculados por EBSD. Intervalos de confiança de 95%.

Tamanho de grão médio (μm)		
	TG(α)	TG(γ)
ZTMA-LA*	4,5 $\pm$ 0,2	3,8 $\pm$ 0,2
1030 °C – 500 rpm – 0,75 rev.	2,6 $\pm$ 0,2	1,7 $\pm$ 0,1
1030 °C – 750 rpm – 0,50 rev.	2,9 $\pm$ 0,5	1,8 $\pm$ 0,2
1030 °C – 750 rpm – 0,75 rev.	2,6 $\pm$ 0,3	1,6 $\pm$ 0,1

* (Santos, 2012)

Tabela 5.4: Frações de fase recristalizada da ZTMA-LA e das microestruturas simuladas, calculadas a partir de mapas de EBSD.

Fração recristalizada (%-vol.)		
	α	γ
ZTMA-LA*	31	1
1030 °C – 500 rpm – 0,75 rev.	27	13
1030 °C – 750 rpm – 0,50 rev.	52	8
1030 °C – 750 rpm – 0,75 rev.	65	11

* (Santos, 2012)

A partir das simulações numéricas dos ensaios de torção, observou-se que as regiões similares à ZTMA-LA apresentaram valores de deformação verdadeira de aproximadamente 0,55, enquanto a taxa de deformação ficou próxima a 11 s^{-1} , como pode ser visto na Tabela 5.5. Esses valores foram determinados levando em consideração a localização da região observada no corpo de prova de torção e os perfis de deformação verdadeira e taxa de deformação levantados para cada condição de ensaio. Com isso, observou-se uma excelente concordância entre os valores de deformação verdadeira e taxa de deformação das regiões analisadas, mesmo tendo sido utilizados parâmetros diferentes em cada ensaio.

Mesmo apesar de os ensaios a 750 rpm resultarem em taxas de deformação máximas acima de 15 s^{-1} , as microestruturas similares à ZTMA-LA foram observadas em regiões onde a taxa era menor. O mesmo ocorreu para os corpos de prova submetidos a um maior número de revoluções. Apesar de conterem regiões com deformação verdadeira acima de 0,75, as microestruturas

similares a ZTMA-LA foram observadas em regiões com deformação verdadeira próxima a 0,55.

Tabela 5.5: Deformação verdadeira e taxa de deformação, calculadas pela simulação numérica dos ensaios de torção, das regiões de simulação física da ZTMA-LA.

	ϵ	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)
1030 °C – 500 rpm – 0,75 rev.	0,46	13
1030 °C – 750 rpm – 0,50 rev.	0,57	8
1030 °C – 750 rpm – 0,75 rev.	0,58	12

5.4.2 Lado de retrocesso

Assim como na ZTMA-LA, a ZTMA-LR apresenta microestrutura composta por lamelas alongadas de austenita na matriz ferrítica, porém, com maior densidade de contornos de alto ângulo nas lamelas em comparação com o LA. Não há uma transição clara entre a ZM-LR e o MB, o que definiria a ZTMA-LR claramente. Ao invés disso, há uma gradual transição entre as zonas, com progressiva redução do refinamento dos grãos até o MB (SANTOS, 2012). Uma microestrutura semelhante a essa só foi encontrada no ensaio realizado à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,75 revolução, conforme indica a Figura 5.16. Assim como na simulação da ZTMA-LA, a fração volumétrica da ZTMA-LR, apresentada na Tabela 5.6, permaneceu próxima de 50%-vol. e, portanto, próxima da proporção ideal.

Da mesma forma como na ZTMA-LA, a análise por EBSD revelou que a microestrutura simulada é mais refinada do que a ZTMA-LR real, o que pode ser observado pelos tamanhos de grão, apresentados na Tabela 5.7. A Tabela 5.8 mostra que a fração de fase recristalizada corrobora a observação dos tamanhos de grão médios, com valores maiores para a região simulada do que para o material soldado. Assim como na ZTMA-LA, a ocorrência do processo de CDRX na ferrita é corroborada pela elevada fração de fase subestruturada, de 22%-vol. Com isso, a fração de ferrita deformada ficou em apenas 3%-vol.

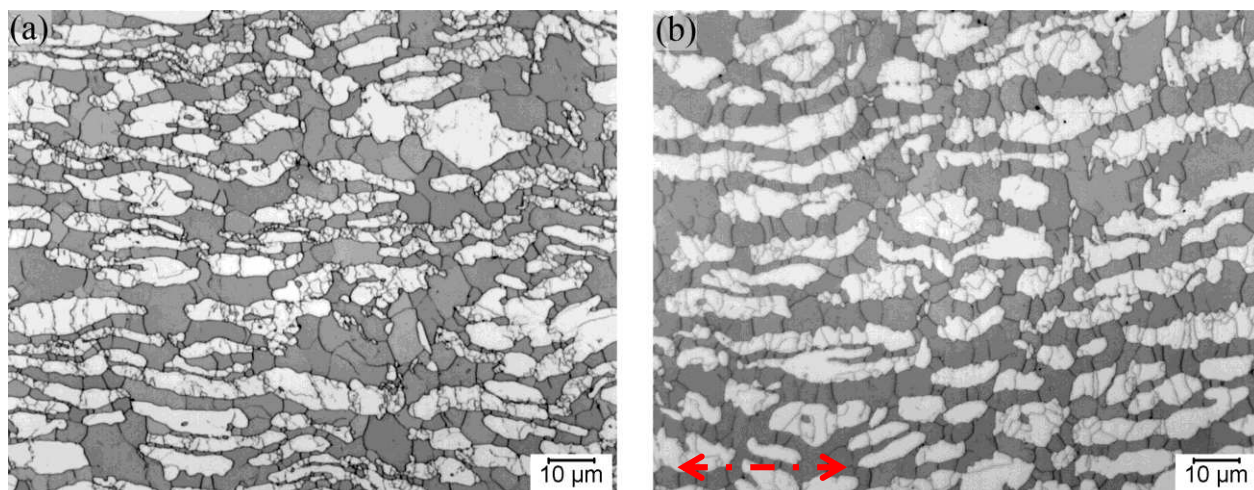


Figura 5.16: Microscopia óptica (a) da ZTMA-LR e (b) do ensaio de torção à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,75 revolução. Ataque eletrolítico com solução de HNO_3 .

Tabela 5.6: Frações volumétricas de ferrita da ZTMA-LR e das microestruturas simuladas, obtidas a partir dos mapas de contraste de fase por EBSD.

Fração volumétrica de ferrita (%-vol.)	
ZTMA-LR*	54,8
1030 °C – 750 rpm – 0,75 rev.	50,5

* (Santos, 2012)

Tabela 5.7: Tamanhos de grão médio ferrítico e austenítico da ZTMA-LR e das microestruturas simuladas calculados por EBSD. Intervalos de confiança de 95%.

Tamanho de grão médio (µm)		
	TG(α)	TG(γ)
ZTMA-LR*	4,5 ± 0,2	2,9 ± 0,1
1030 °C – 750 rpm – 0,75 rev.	2,5 ± 0,1	1,0 ± 0,1

* (Santos, 2012)

Já na austenita, a baixa fração de fase recristalizada é condizente com a baixa temperatura do ensaio, na qual os processos de amaciamento são mais lentos. À temperatura de 1030 °C, a tendência para DRV na austenita é baixa e a deformação resulta em acúmulo de discordâncias em forma de emaranhado (ALVAREZ-ARMAS, 2009). Consequentemente, a fração de austenita

deformada permaneceu elevada, em 78%-vol., como pode ser visto na Tabela 5.8. Ainda assim, parte do material atingiu as condições necessárias para a ocorrência de DRX, o que levou à fração recristalizada de 17%-vol., maior do que na região soldada. Isso significa que na ZTMA-LR são esperados parâmetros menos severos, de forma a promover um menor refinamento da microestrutura e menores frações de fase recristalizada.

Tabela 5.8: Frações de fase recristalizada da ZTMA-LR e das microestruturas simuladas, calculadas a partir de mapas de EBSD.

Fração recristalizada (%-vol.)		
	α	γ
ZTMA-LR*	37	8
1030 °C – 750 rpm – 0,75 rev.	75	17

* (Santos, 2012)

A simulação numérica do ensaio realizado à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 0,75 revolução revelou que a região observada, similar à ZTMA-LR, sofreu uma deformação de cerca de 0,60 à taxa de 11 s^{-1} . Esses valores são similares àqueles obtidos na simulação numérica da ZTMA-LA, apresentados na Seção 5.4.1. Isso indica que ambos os lados da ZTMA sofrem deformação em condições muito similares, o que resulta em microestruturas semelhantes, exceto pelos efeitos de escoamento de material, que causa uma transição sutil e gradual entre a ZM-LR e o MB, dentro da qual se localiza a ZTMA-LR. Já no LA, observa-se uma transição brusca entre a ZM-LA e o MB, onde a ZTMA-LA pode ser facilmente identificada.

5.5 Zona misturada

A microestrutura da ZM é caracterizada por intenso refinamento de grão, com leve aumento da proporção de ferrita, devido à temperatura mais elevada à qual está sujeita a região (Figura 5.17a). Essa microestrutura foi simulada, inicialmente, no ensaio realizado à temperatura de patamar de 1130 °C, com velocidade de rotação de 750 rpm e 1,2 revolução, como ilustra a

Figura 5.17b. Além deste ensaio, uma microestrutura semelhante foi obtida à temperatura de patamar de 1130 °C, com velocidade de rotação de 500 rpm e 1,2 revolução em ensaio realizado com resfriamento acelerado (RA), na tentativa de reter a microestrutura deformada e evitar o crescimento dos grãos (Figura 5.17c). Em ambos os ensaios de torção a quente, a fração de fases permaneceu próxima à condição ideal, mas abaixo dos valores registrados para a ZM, conforme mostra a Tabela 5.9, indicando que temperaturas ligeiramente mais elevadas podem ser atingidas na SAPNC.

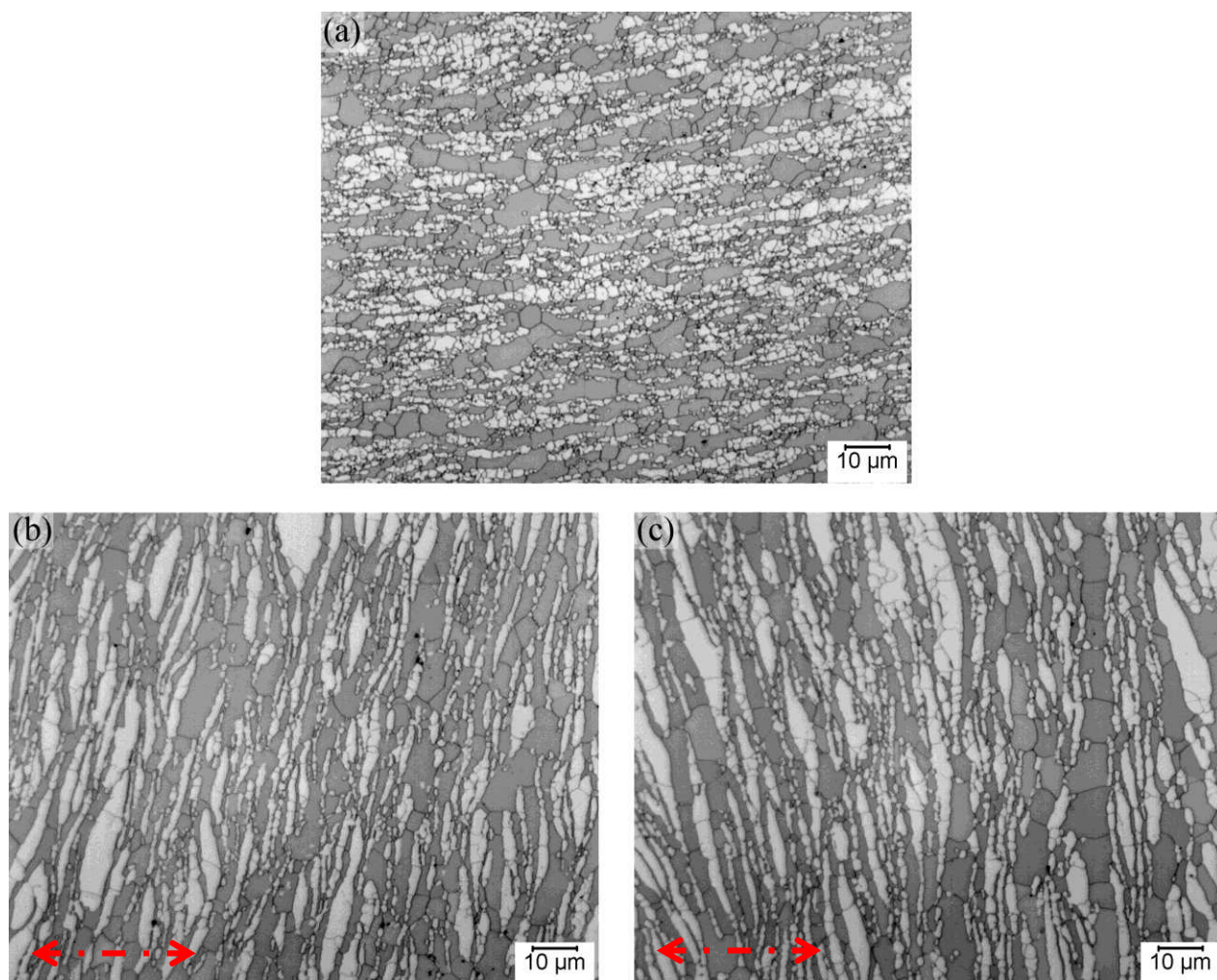


Figura 5.17: Microscopia óptica (a) da ZM e (b)-(c) dos ensaios de torção à temperatura de patamar de 1130 °C, realizados a (b) 750 rpm e 1,2 revolução, (c) 500 rpm, 1,2 revolução e com resfriamento acelerado. MO, ataque eletrolítico com solução de HNO_3 .

Tabela 5.9: Frações volumétricas de ferrita da ZM e das microestruturas simuladas, obtidas a partir dos mapas de contraste de fase por EBSD.

Fração volumétrica de ferrita (%-vol.)	
ZM-LR*	62,5
ZM-LA*	55,2
1130 °C – 750 rpm – 1,2 rev.	50,2
1130 °C RA – 500 rpm – 1,2 rev.	49,2

* (Santos, 2012)

A microestrutura da ZM apresentou lamelas de austenita altamente recristalizadas, com muitos contornos de grão em seu interior, o que não foi conseguido pela simulação física, onde as lamelas maiores se mantêm com baixa quantidade de contornos. No entanto, a análise por EBSD revelou que foi possível obter microestruturas muito refinadas, com grãos da ordem de 1 μm nos ensaios de torção a quente. Esses tamanhos de grão estão muito próximos aos da ZM observada em SAPNC de AID, conforme demonstra a Tabela 5.10.

Tabela 5.10: Tamanhos de grão médio ferrítico e austenítico da ZM e das microestruturas simuladas calculados por EBSD. Intervalos de confiança de 95%.

Tamanho de grão médio (μm)		
	TG(α)	TG(γ)
ZM-LA*	1,1 $\pm$ 0,1	0,9 $\pm$ 0,1
ZM-LR*	1,6 $\pm$ 0,1	1,0 $\pm$ 0,1
1130 °C – 750 rpm – 1,2 rev.	1,1 $\pm$ 0,1	1,3 $\pm$ 0,1
1130 °C RA – 500 rpm – 1,2 rev.	0,9 $\pm$ 0,1	1,1 $\pm$ 0,1

* (Santos, 2012)

A diferença morfológica entre as regiões real e simulada se deve, portanto, aos efeitos de escoamento de material. Nos ensaios de torção, o material deformado não sofre mistura mecânica, como ocorre na ZM, e, por isso, observa-se a manutenção das lamelas alongadas. Enquanto isso, o escoamento de material na junta soldada promove a separação dessas lamelas, o que resulta em uma microestrutura mais homogênea de grãos mais dispersos de austenita, como apresentado na Figura 5.17a.

Ainda em termos de tamanho de grão médio, o ensaio realizado com resfriamento acelerado não apresentou redução expressiva de tamanho de grão. Por isso, pode-se considerar que o efeito de aumentar a taxa de resfriamento na simulação física é praticamente desprezível em termos de reter a microestrutura deformada. Isso significa que, durante o processo de SAPNC, as condições de resfriamento são tais que impedem o crescimento dos grãos recrystalizados.

A análise da fração recrystalizada das amostras de simulação física revela que a austenita apresentou valores inferiores de fração recrystalizada em comparação com a ZM real, conforme apresentado na Tabela 5.11. Porém, observa-se uma elevada fração de fase subestruturada em comparação com o MB e com os demais ensaios, como mostrado na Figura 5.18, o que indica que o mecanismo de DRV esteve vigente na austenita. A ocorrência de DRV da austenita em temperaturas a partir de 1100 °C já foi apontada anteriormente, com o desenvolvimento de uma estrutura celular nos grãos austeníticos (ALVAREZ-ARMAS, 2009). Porém, não se descarta a hipótese da ocorrência concomitante de DRX na austenita.

Tabela 5.11: Frações de fase recrystalizada da ZM e das microestruturas simuladas, calculadas a partir de mapas de EBSD.

Fração recrystalizada (%-vol.)		
	α	γ
ZM-LA*	50	35
ZM-LR*	56	29
1130 °C – 750 rpm – 1,2 rev.	4	23
1130 °C RA – 500 rpm – 1,2 rev.	4	18

* (Santos, 2012)

Já na ferrita, a fração de fase recrystalizada dos ensaios de torção ficou muito abaixo daquela observada na ZM real. A Figura 5.19 mostra que a ferrita das regiões analisadas se mostrou majoritariamente deformada. Isso ocorre porque, devido à elevada quantidade de deformação, a ferrita fica aprisionada entre lamelas de austenita, já que os contornos entre as fases restringem a movimentação dos subgrãos durante a CDRX (ALVAREZ-ARMAS, 2009). Como resultado, a distância entre as lamelas de austenita se torna da ordem dos subgrãos ferríticos, conforme pode ser observado na Figura 5.20. Na SAPNC, o escoamento de material faz com que as lamelas austeníticas se tornem menores, o que aumenta a mobilidade dos subgrãos ferríticos e,

consequentemente, leva a uma CDRX mais extensa e menor quantidade de deformação acumulada. Na SAPNC, as lamelas de austenita são fragmentadas pelo complexo escoamento de material que se desenvolve na ZM. Por outro lado, em ensaios de torção, o material sofre apenas esforços cisalhantes, o que leva ao alongamento das lamelas de austenita, mas não à fragmentação. Por isso, a matriz ferrítica fica restrita à região entre as lamelas, com pouca mobilidade para a movimentação dos contornos de subgrão e, assim, para a ocorrência de CDRX.

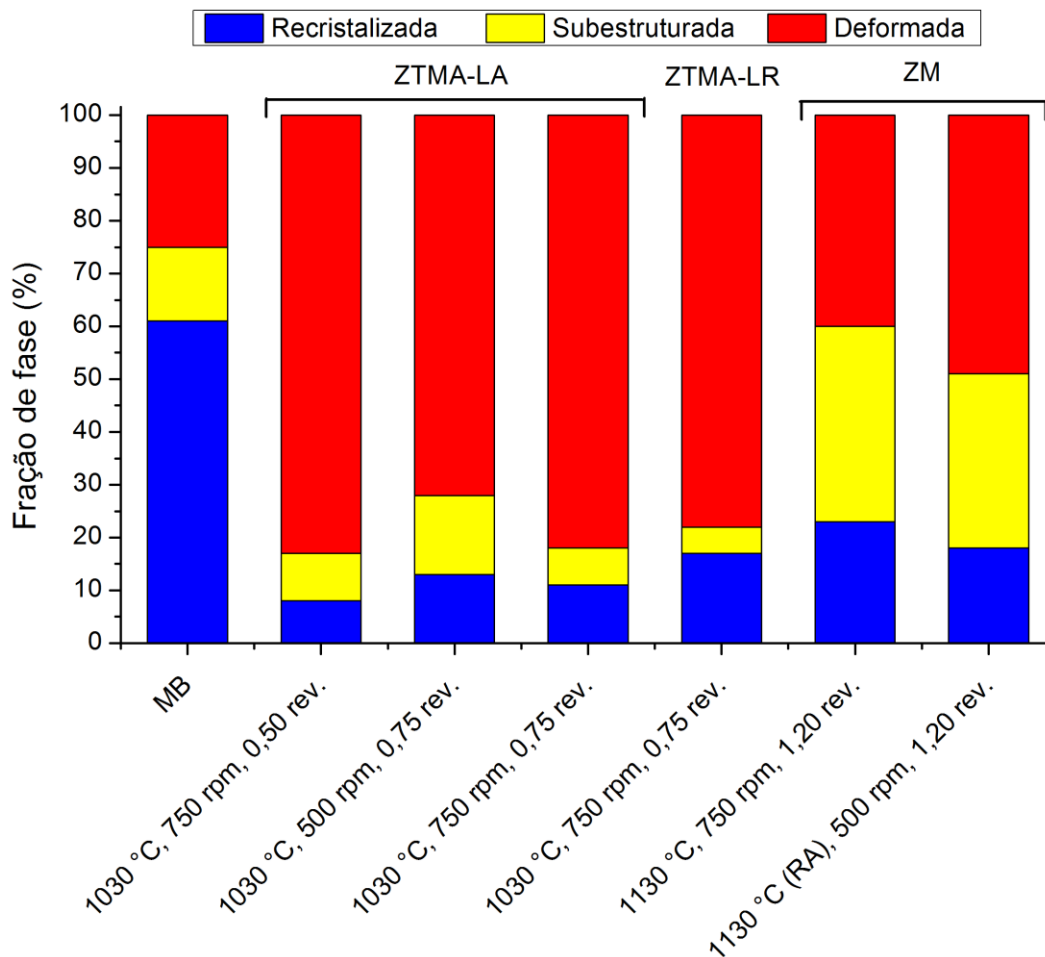


Figura 5.18: Fração de austenita recristalizada, subestruturada e deformada no metal de base (MB) e nos ensaios de torção a quente. Dados obtidos por EBSD.

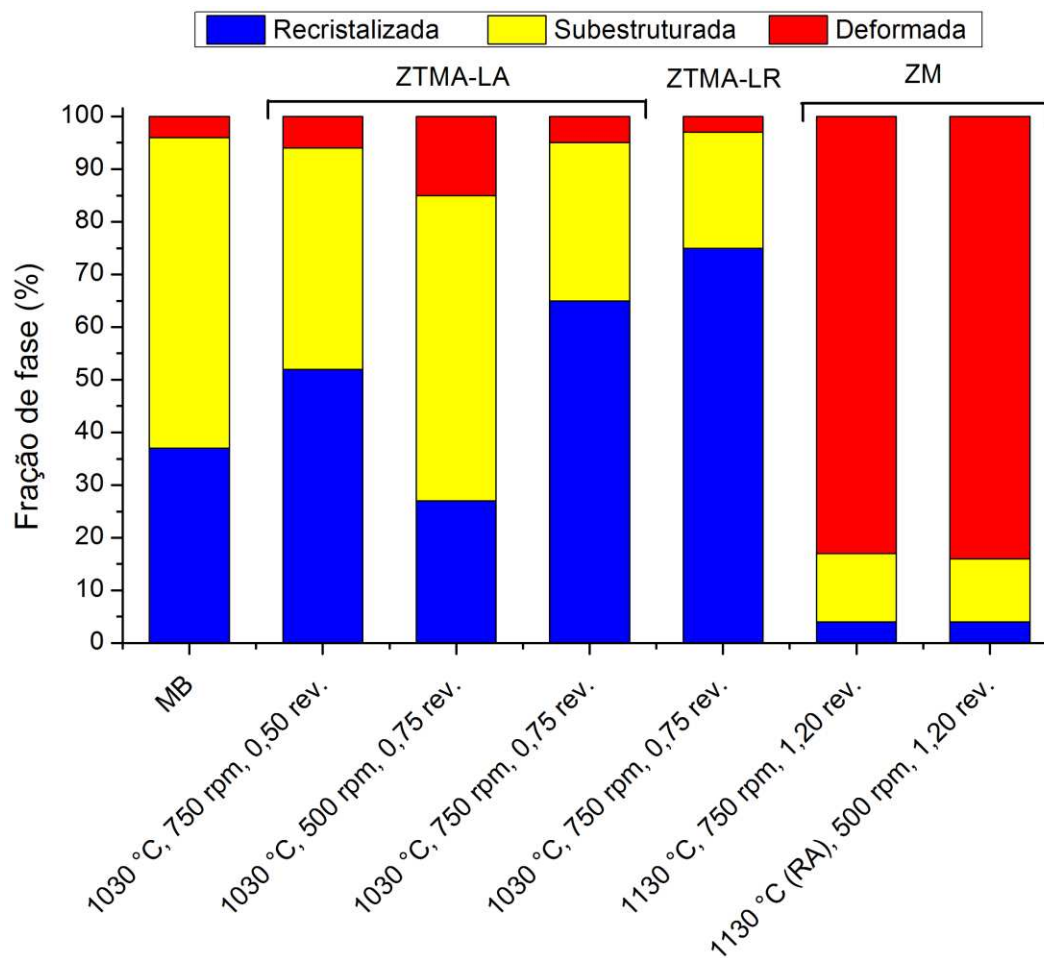


Figura 5.19: Fração de ferrita recristalizada, subestruturada e deformada no metal de base (MB) e nos ensaios de torção a quente. Dados obtidos por EBSD.

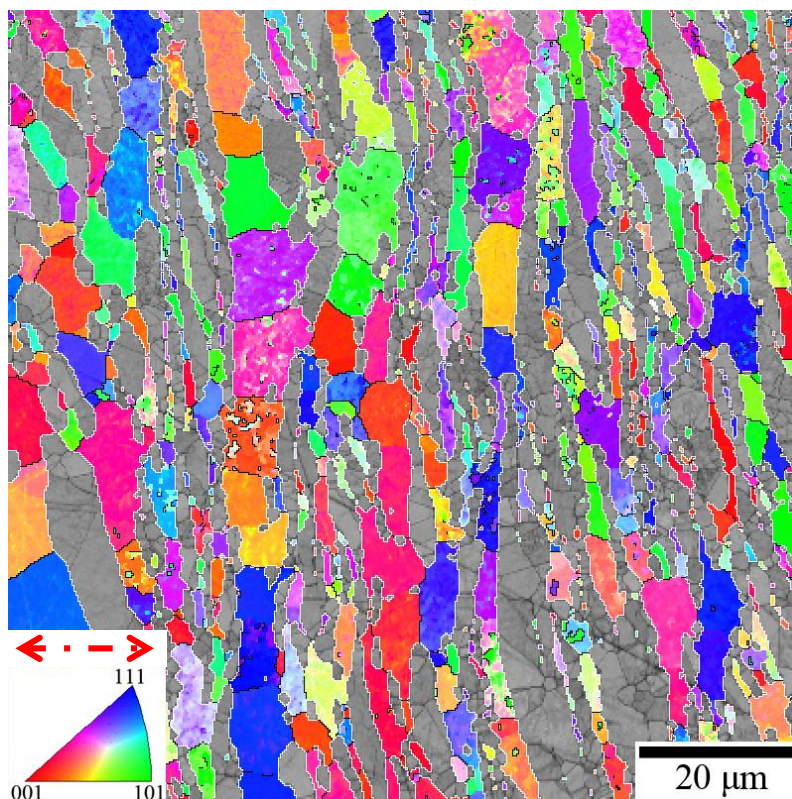


Figura 5.20: Figura de polo invertido da ferrita do ensaio de torção realizado à temperatura de patamar de 1130 °C com resfriamento acelerado (RA), velocidade de rotação de 500 rpm e 1,20 revolução.

Como esperado, a simulação numérica dos ensaios de torção apontou maiores quantidades e taxas de deformação para os ensaios de simulação física da ZM do que da ZTMA, como indicado pela Tabela 5.12. Nos ensaios de reprodução da ZM, foi obtida deformação verdadeira de cerca de 1,30 e taxa de deformação de 15 s^{-1} . Isso indica que o material da ZM sofre, ao menos, o dobro de deformação em comparação com a ZTMA. Em ambas as regiões, observou-se que maiores taxas de deformação seriam mais representativas do processo de SAPNC.

Tabela 5.12: Deformação verdadeira e taxa de deformação, calculadas pela simulação numérica dos ensaios de torção, das regiões de simulação física da ZM.

	ϵ	$\dot{\epsilon} (\text{s}^{-1})$
1130 °C – 750 rpm – 1,2 rev.	1,25	16
1130 °C RA – 500 rpm – 1,2 rev.	1,35	14

6 CONCLUSÕES

Neste trabalho, estudou-se a simulação física do processo de soldagem por atrito com pino não consumível do aço inoxidável duplex UNS S32205 por meio de ensaios de torção a quente. Por se tratar de uma técnica de soldagem desenvolvida recentemente e devido à complexidade do processo, pouco se conhece sobre as condições de deformação durante a SAPNC. Com o objetivo de possibilitar uma maior compreensão sobre a técnica, buscou-se a reprodução controlada das microestruturas observadas em diferentes zonas da junta soldada. Utilizando ensaios de torção a quente, foi possível determinar as condições termomecânicas às quais o material é submetido durante a soldagem, uma informação essencial à implementação da simulação numérica do processo, a qual tem elevado potencial de redução de custos no desenvolvimento do processo de SAPNC.

Para isso, foi desenvolvido um sistema de resfriamento com nitrogênio líquido para o módulo de torção do simulador termomecânico Gleeble 3800®, com o qual foi possível reproduzir a história térmica da soldagem de forma consistente. O ciclo térmico experimentado por diferentes pontos do corpo de prova foi adquirido para alimentar a simulação numérica dos ensaios de torção, a qual permitiu a determinação dos valores de deformação verdadeira e taxa de deformação ao longo da seção útil do corpo de prova para cada condição de ensaio.

A observação microestrutural das amostras preliminares de simulação física submetidas à torção a temperatura de patamar de 1130 °C permitiram observar que o efeito da velocidade de rotação não é tão acentuado quanto o do número de revoluções. Quantidades de deformação maiores resultaram em microestruturas mais refinadas, revelando que o fenômeno de refinamento de grão na liga estudada é especialmente controlado pela deformação verdadeira e não pela taxa de deformação, para a faixa de parâmetros avaliada.

Com a adequação dos parâmetros de ensaio, foi possível reproduzir, com razoável sucesso, a microestrutura das principais zonas da junta soldada: ambos os lados da zona termomecanicamente afetada e a zona misturada central. As microestruturas foram comparadas em termos de morfologia, fração volumétrica, tamanho de grão médio e fração recristalizada das fases presentes.

Microestruturas semelhantes à ZTMA foram obtidas em ensaios de torção realizados à temperatura de patamar de 1030 °C, com velocidades de rotação de 500 ou 750 rpm e com 0,50 ou

0,75 revolução. Na simulação física, lamelas alongadas de austenita em matriz ferrítica foram observadas com morfologia similar às aquelas obtidas em SAPNC. A fração de fases das regiões simuladas fisicamente se mostrou muito próxima à das zonas da junta soldada, porém observou-se maior refinamento de grão nos ensaios de torção. Na ferrita, o processo de recrystalização dinâmica contínua (CDRX) foi corroborado pela elevada fração de fase subestruturada, evidenciada pela análise por EBSD, e, na austenita, a ocorrência de DRX foi limitada, preservando grande parte da deformação na microestrutura final.

Com a simulação numérica dos ensaios de torção, foram calculadas as condições de deformação em cada região das amostras simuladas fisicamente. Devido ao elevado refinamento de grão obtido nos ensaios de torção, observa-se que as condições de deformação impostas aos corpos de prova foram mais severas que aquelas impostas ao material na ZTMA durante o processo de SAPNC. Nas regiões analisadas, que simulam a microestrutura da ZTMA, a taxa de deformação calculada pela simulação numérica dos ensaios de torção foi de aproximadamente 11 s^{-1} e a deformação verdadeira ficou próxima a 0,55.

Na simulação física da ZM, realizada por meio de ensaios de torção à temperatura de patamar de $1130 \text{ }^{\circ}\text{C}$, foi possível obter refinamento de grão tão acentuado quanto no processo real de SAPNC. Assim, foram observados grãos da ordem de $1 \text{ }\mu\text{m}$ obtidos por meio de simulação física, como reportado no processo de soldagem. Os ensaios de torção realizados com resfriamento acelerado não promoveram redução significativa do tamanho de grão médio, o que implica que a taxa de resfriamento convencional do processo de SAPNC já é suficiente para reter a microestrutura originada pela deformação em alta temperatura.

Porém, diferenças morfológicas entre as microestruturas real da ZM e simulada fisicamente foram observadas e são justificadas pela diferença em escoamento de material, o qual promove a fragmentação das lamelas de austenita na ZM. Por outro lado, na simulação física, a ferrita fica aprisionada entre longas lamelas de austenita, o que restringe a movimentação dos subgrãos ferríticos. Dessa forma, no processo real, foram obtidas maiores frações recrystalizadas de ferrita em comparação com a simulação física. Além disso, na ZM, a ação da ferramenta faz com que o plano de cisalhamento se altere ao longo da soldagem, enquanto, na simulação física, o plano de cisalhamento permanece perpendicular ao eixo de torção. Por meio de simulação numérica dos ensaios de torção, determinou-se que as microestruturas similares à ZM foram observadas em regiões nas quais a taxa de deformação atingiu cerca de 15 s^{-1} e a deformação verdadeira,

aproximadamente 1,30.

Assim, observou-se que o ensaio de simulação física proposto tem elevada semelhança com as condições de deformação reais da ZTMA durante o processo de soldagem, pois a deformação ocorre apenas no patamar de temperatura e em um único esforço cisalhante. Por isso, a morfologia da microestrutura simulada fisicamente se assemelha à microestrutura real. No entanto, na simulação da ZM, observa-se que o caminho da deformação da simulação física se distancia do caminho real da SAPNC no que diz respeito à mudança de direção do plano de cisalhamento e ao nível de temperatura em que ocorre a deformação. Durante os ensaios de torção, a deformação é imposta, tanto por limitações do equipamento quanto para possibilitar a análise dos dados, apenas no patamar de temperatura. No entanto, durante a soldagem, o material da ZM sofre deformação ao longo de um ciclo de aquecimento e resfriamento. Dessa maneira, a microestrutura observada na simulação física não se assemelha àquela observada na soldagem apesar de ter sido verificado um refinamento de grão comparável em ambos os processos.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como desdobramentos deste trabalho, sugere-se:

- Comparar as regiões simuladas fisicamente e as zonas da junta soldada em termos de textura e microdureza;
- Comparar os fenômenos de amaciamento em regime durante a torção e a SAPNC em termos de textura e das subestruturas de ferrita e austenita, por meio de microscopia eletrônica de transmissão e/ou t-EBSD;
- Relacionar as curvas tensão-deformação dos ensaios de torção com a evolução microestrutural do material;
- Desenvolver novo sistema de resfriamento que permita trabalhar com corpos de prova maciços, eliminando a necessidade de simulação numérica dos ensaios de torção e permitindo maior número de revoluções no corpo de prova;
- Ampliar a faixa de parâmetros testados para melhorar a simulação das microestruturas da junta soldada.

REFERÊNCIAS

ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. **Duplex Stainless Steels**. ISTE, 2009.

BABU, S.S.; LIVINGSTON, J.; LIPPOLD, J.C. Physical simulation of deformation and microstructure evolution during friction stir processing of Ti-6Al-4V alloy. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.44, n.8, p.3577-3591, 2013.

BADJI, R.; BOUABDALLAH, M.; BACROIX, B.; KAHLOUN, C.; BETTAHAR, K.; KHERROUBA, N. Effect of solution treatment temperature on the precipitation kinetic of σ -phase in 2205 duplex stainless steel welds. **Materials Science and Engineering A**, v.496, p.447-454, 2008.

BAIN, E.C.; GRIFFITHS, W.E. Iron and steel – An introduction to the iron-chromium-nickel alloys (with discussion). **Transactions AIME**, v.75, 1927.

BALANCIN, O.; HOFFMAN, W.A.M.; JONES, J.J. Influence of microstructure on the flow behavior of duplex stainless steels at high temperatures. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.31A, p.1353-1364, 2000.

BHADESHIA, H.K.D.H.; DEBROY, T. Critical assessment: friction stir welding of steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, v.14, n.3, p.193-196, 2009.

CABRERA, J.M.; MATEO, A.; LLANES, L.; PRADO, J.M.; ANGLADA, M. Hot deformation of duplex stainless steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v.143-144, p.321-325, 2003.

CAPELLO, E.; CHIARELLO, P. Laser welding and surface treatment of a 22Cr-5Ni-3Mo duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v.351, p.334-343, 2003.

CHANG, C.I.; LEE, C.J.; HUANG, J.C. Relationship between grain size and Zener-Hollomon parameter during friction stir processing in AZ31 Mg alloys. **Scripta Materialia**, v.51, p.509-514,

2004.

CHEN, L.; TAN, H.; WANG, Z.; LI, J.; JIANG, Y. Influence of cooling rate on microstructure evolution and pitting corrosion resistance in the simulated heat-affected zone of 2304 duplex stainless steels. **Corrosion Science**, v.58, p.168-174, 2012.

CIZEK, P.; WYNNE, B.P. A mechanism of ferrite softening in a duplex stainless steel deformed in hot torsion. **Material Science and Engineering A**, v.230, p. 88-94, 1997.

DEBROY, T.; BHADESHIA, H.K.D.H. Friction stir welding of dissimilar alloys – a perspective. **Science and Technology of Welding and Joining**, v.15, n.4, p.266-270, 2010.

DONG, P.; LU, F.; HONG, J.K.; CAO, Z. Coupled thermomechanical analysis of friction stir welding process using simplified models. **Science and Technology of Welding and Joining**, v.6, n.5, p.281-287, 2001.

DUPREZ, L.; De COOMAN, B.C.; AKDUT, N. Flow stress and ductility of duplex stainless steel during high-temperature torsion deformation. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 33A, p.1931-1938, 2002.

DYNAMIC SYSTEMS INC. **Application note:** Hot torsion testing on a Gleeble system. 2001.

DYNAMIC SYSTEMS INC. **Gleeble Users Training 2009:** Gleeble Systems and Applications. 2009.

ESCOBAR, J.D.; VELÁSQUEZ, E.; SANTOS, T.F.A.; RAMIREZ, A.J.; LÓPEZ, D. Improvement of cavitation erosion resistance of a duplex stainless steel through friction stir processing (FSP). **Wear**, v.297, p.998-1005, 2013.

EVANGELISTA, E.; McQUEEN, H.J.; NIEWCZAS, M.; CABIBBO, M. Hot workability of 2304 and 2205 duplex stainless steels. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v.43, n.3, p.339-354, 2004.

FAILLA, D.; LIPPOLD, J.C. Ferrous alloy friction stir weld microstructure and flow stress determined by physical simulation. **8th International Symposium on Friction Stir Welding**, Lübeck, Alemanha, Maio 2010.

FANG, Y.L.; LIU, Z.Y.; SONG, H.M.; JIANG, L.Z. Hot deformation behavior of a new austenite-ferrite duplex stainless steel containing high content of nitrogen. **Materials Science and Engineering A**, v.526, p.128-133, 2009.

FARNOUSH, H.; MOMENI, A.; DEHGHANI, K.; AGHAZADEH MOHANDESI, J.; KESHMIRI, H. Hot deformation characteristics of 2205 duplex stainless steel based on the behavior of constituent phases. **Materials and Design**, v.31, p.220-226, 2010.

FERRO, P.; TIZIANI, A.; BONOLLO, F. Influence of induction and furnace postweld heat treatment on corrosion properties of SAF 2205 (UNS 31803). **Welding Journal**, v.87, p.298–306, 2008.

FONSECA, E.B.; SANTOS, T.F.A.; BUTTON, S.T.; RAMIREZ, A.J. Microstructural simulation of friction stir welding in UNS S32205 duplex stainless steel. **Proceedings of the 9th Trends in Welding Research Conference**. Chicago, IL, EUA, p.297-301, Junho 2012.

FORREST, D.R.; NGUYEN, J.P.; POSADA, M.; DELOACH, J.J.; BOYCE, D.; CHO, J.; DAWSON, P. Simulation of HSLA-65 friction stir welding. **7th International Conference on Trends in Welding Research**. Pine Mountain, GA, EUA, Maio 2005.

FORREST, D.R.; SINFIELD, M.F. **Numerical simulation of Gleeble torsion testing of HSLA-65 steel**, 2008. Relatório técnico – Naval Surface Warfare Center, Carderock Division, United States Navy.

FRIGAARD, Ø.; GRONG, Ø.; MIDLING, O.T. A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.32A, p.1189-1200, 2001.

GARCIA-GARCIA, D.M.; GARCIA-ANTON, J.; IGUAL-MURIOZ, A.; BLASCO-TAMARIT, E. Effect of cavitation on the corrosion behavior of welded and non-welded duplex stainless steel

in aqueous LiBr solutions. **Corrosion Science**, v.48, p.2380–2405, 2006.

GERLICH, A.; AVRAMOVIC-CINGARA, G.; NORTH, T.H. Stir zone microstructure and strain rate during Al 7075-T6 friction stir spot welding. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.37A, p.2773-2786, 2006.

GHOSH, M.; KUMAR, K.; MISHRA, R.S. Analysis of microstructural evolution during friction stir welding of ultrahigh-strength steel. **Scripta Materialia**, v.63, p.851-854, 2010.

GUNN, R.N. **Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications**. Abington Publishing, 2003.

HAMILTON, R.; MACKENZIE D.; LI, H. Multi-physics simulation of friction stir welding process. **International Journal for Computer-Aided Engineering and Software**, v.27, n.8, p.967-985, 2010.

HAN, Y.; ZOU, D.; CHEN, Z.; FAN, G.; ZHANG, W. Investigation on hot deformation behavior of 00Cr23Ni4N duplex stainless steel under medium-high strain rates. **Materials Characterization**, v.62, p.198-203, 2011.

HASSAN, K.A.A.; WYNNE, B.P.; PRANGNELL, P.B. The simulation of nugget zone grain structures in high strength Al-alloy friction stir welds by high strain torsion testing. **Proceedings on the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding**, Park City, EUA, Maio 2003.

HENRIKSON, S.; KNUTSSON, L. Corrosion tests in baltic sea water on heat exchanger tubes of various metallic materials. **British Corrosion Journal**, v.10, n.3, p.128-135, 1975.

HERMENEGILDO, T.F.C. **Soldagem por atrito com pino não consumível do aço de alta resistência ISO3183 X80M**. 2012. Tese (Doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas. 159 p.

HKL TECHNOLOGY. **Channel 5**. 2004.

HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. Elsevier, 2004.

IZA-MENDIA, A.; PIÑOL-JUEZ, A.; URCOLA, J.J.; GUTIÉRREZ, I. Microstructural and mechanical behavior of a duplex stainless steel under hot working conditions. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.29A, p.2975-2986, 1998.

JACQUIN, D.; de MEESTER, B.; SIMAR, A.; DELOISON, D.; MONTHEILLET, F.; DESRAYAUD, C. A simple Eulerian thermomechanical modeling of friction stir welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v.211, p.57-65, 2011.

JATA, K.V.; SEMIATIN, S.L. Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding oh high strength aluminum alloys. **Scripta Materialia**, v. 43, p. 743-749, 2000.

JOHANSSON, E. Outokumpu special stainless steel grades. In: CHALLENGES AND SOLUTIONS IN DUPLEX STAINLESS STEEL FOR PETROLEUM INDUSTRY – Technical seminar, 2011, Rio de Janeiro.

JOHNSON, R.; DOS SANTOS, J.; MAGNASCO, M. Mechanical properties of friction stir welded S355 C-Mn steel plates. **Proceedings on the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding**, Park City, EUA, Maio 2003. p.14-16.

JORGE JÚNIOR, A.M.; REIS, G.S.; BALANCIN, O. Influence of the microstructure on the plastic behavior of duplex stainless steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 2259-2264, 2011.

KIM, S.-T.; JANG, S.-H.; LEE, I.-S.; PARK, Y.-S. Effects of solution heat-treatment and nitrogen in shielding gas on the resistance to pitting corrosion of hyper duplex stainless steel welds. **Corrosion Science**, v.53, n.5, p.1939-1947, 2011.

KORDATOS, J.D.; FOURLARIS, G.; PAPADIMITRIOU, G. The effect of cooling rate on the mechanical and corrosion properties of SAF 2205 (UNS 31803) duplex stainless steel welds. **Scripta Materialia**, v.44, n.3, p.401-408, 2001.

LIYOU, H.-Y.; HSIEH, R.-I.; TSAI, W.-T. Microstructure and stress corrosion cracking in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. **Corrosion Science**, v.44, n.12, p.2841-2856, 2002.

LIPPOLD, J.C.; LIVINGSTON, J.J. Microstructure evolution during friction stir processing and hot torsion simulation of Ti-6Al-4V. **Metallurgical and Materials Transaction A**, v.44, n.8, p.3815-3825, 2013.

LIPPOLD, J.C.; KOTECHI, D.J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. Ohio: John Wiley & Sons Inc., 2005.

LU, Z.-J.; EVANS, W.J.; PARKER, J.D.; BIRLEY, S. Simulation of microstructure and liquation cracking in 7017 aluminium alloy. **Materials Science and Engineering A**, v.220, n.1-2, p.1-7, 1996.

MAGNANI, M.; TERADA, M.; OSTENO, A.L.; TALLO, V.P.; SANTOS, T.F.A., RAMIREZ, A.J. Microstructural and electrochemical characterization of duplex stainless steels friction stir welded. **Proceedings of the 10th Symposium on Electrochemical Methods in Corrosion Research**, Salinas de Maragogi, Brasil, 18 a 23 de novembro de 2012.

MCGUIRE, M.F. **Stainless steels for design engineers**. Ohio: ASM International, 2008.

MCPHERSON, N.A.; CHI, K.; BAKER, T.N. Submerged arc welding of stainless steel and the challenge from the laser welding process. **Journal of Materials Processing Technology**, v.134, n.2, p.174-179, 2003.

MISHRA, R.S.; MAHONEY, M.W. **Friction Stir Welding and Processing**. Ohio: ASM International, 2007.

MOMENI, A.; DEHGHANI, K. Hot working behavior of 2205 austenite-ferrite duplex stainless steel characterized by constitutive equations and processing maps. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p.1448-1454, 2011.

MOMENI, A.; DEHGHANI, K.; ZHANG, X. Mechanical and microstructural analysis of 2205 duplex stainless steel under hot working condition. **Journal of Materials Science**, v.47, p.2966-2974, 2012.

MOMENI, A.; DEHGHANI, K.; POLETTI, M.C. Law of mixture used to model the flow behavior of a duplex stainless steel at high temperatures. **Materials Chemistry and Physics**, v.139, p.747-755, 2013.

MOURAD, A-H.I.; KHOURSHID, A.; SHAREF, T. Gas tungsten arc and laser beam welding processes effects on duplex stainless steel 2205 properties. **Materials Science and Engineering A**, v.549, p.105-113, 2012.

MUTHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P.B. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. **Materials Science and Engineering A**, v.358, p.9–16, 2003.

NORTON, S.J.; LIPPOLD, J.C. Simulation of friction stir weld microstructures in steel: preliminary studies. **Proceedings of the 7th International Conference on Trends in Welding Research**, Pine Mountain, EUA, Maio 2005. p.287-292.

NORTON, S.J. **Ferrous Friction Stir Weld Physical Simulation**. 2006. Tese (Doutorado) –Ohio State University, Columbus. 235 p.

OCCUPATIONAL SAFETY AND HEALTH ADMINISTRATION. United States Department of Labor. **Occupational Exposure to Hexavalent Chromium**. Fed Register #: 71:10099-10385, 2004.

OKAMOTO, K.; INAGAKI, M.; PARK, S.H.C.; SATO, Y.S.; KOKAWA, H.; NELSON, T.W.; SORENSEN, C.D. Metallurgical and mechanical properties of friction stir welded stainless steels. **Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding**, Park City, EUA, 2003.

OUTOKUMPU. **Aço inoxidável, propriedades e normas globais**, 2011.

POSADA, M.; DELOACH, J.; REYNOLDS, A.P.; SKINNER, M.; HALPIN, J.P. Friction stir weld evaluation of DH-36 and stainless steel weldments. **Friction Stir Welding and Processing**, p.159-171, 2001.

RAMIREZ, A.J. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex**. 2001. Tese (Doutorado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo.

RAMIREZ, A.J.; LIPPOLD, J.C.; BRANDI, S.D. Study of secondary austenite precipitation by scanning electron microscopy. **Acta Microscopica**, v.10A, p.147-148, 2001.

RAMIREZ, A.J.; LIPPOLD, J.C.; BRANDI, S.D. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. **Metallurgical and Materials Transactions**, v.34A, p.1575–1597, 2003.

REYNOLDS, A.P.; POSADA, M.; DELOACH, J.; SKINNER, M.J.; LIENERT, T.J. FSW of austenitic stainless steels. **Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding**, Kobe, Japão, 2001.

REYNOLDS, A.P.; TANG, W.; GNAUPEL-HEROLD, T.; PRASK, H. Structure, properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds. **Scripta Materialia**, v.48, p.1289-1294, 2003.

RULE, J.R.; LIPPOLD, J.C. Physical simulation of friction stir welding and processing of nickel-base alloys using hot torsion. **Metallurgical and Materials Transaction A**, v.44, n.8, p.3649-3663, 2013.

SAEID, T.; ABDOLLAH-ZADEH, A.; ASSADI, H.; MALEK GHAINI, F. Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel. **Material Science and Engineering A**, v.496, p.262-268, 2008.

SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY. **Sandvik SAF 2707 HD**. Disponível em: <http://www.smt.sandvik.com/en/materials-center/material-datasheets/tube-and-pipe-seamless/sandvik-saf-2707-hd/>. Acesso em julho de 2012. Atualizado em 22 de março de 2012.

SANTOS, T.F.A.; HERMENEGILDO, T.F.C.; AFONSO, C.R.M.; PAES, R.R.; MARINHO, M.T.P.; RAMIREZ, A.J. Fracture toughness of ISO 3183 X80M (API 5L X80) steel friction stir welds. **Engineering Fracture Mechanics**, v.77, p.2937-2945, 2010.

SANTOS, T.F.A.; RAMIREZ, A.J. Microstructure evaluation of UNS S32205 duplex stainless steel friction stir welds. **Proceeding of 10th Brazilian Stainless Steel Conference**, Rio de Janeiro, Brazil, 2010. p.189-193.

SANTOS, T.F.A.; QUEIROZ, R.R.M.; RAMIREZ, A.J. Correlating microstructure and performance of UNS S32750 and S32760 superduplex stainless steels friction stir welds. **Proceedings of the 21st International Offshore and Polar Engineering Conference**, Maui, Hawaii, USA, Junho 2011.

SANTOS, T.F.A. **Avaliação microestrutural e de desempenho de juntas soldadas de aços inoxidáveis duplex por atrito com pino não consumível**. 2012. Tese (Doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas. 189 p.

SANTOS, T.F.A.; MARINHO, R.R.; PAES, M.T.P.; RAMIREZ, A.J. Microstructure evaluation of UNS S32205 duplex stainless steel friction stir welds. **Revista Escola de Minas**, v.66, n.2, 2013.

SATO, Y.S.; NELSON, T.W.; STERLING, C.J.; STEEL, R.J.; PETTERSON, C.O.M. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex. **Materials Science and Engineering A**, v.397, p.376-384, 2005.

SINFIELD, M.F. **Advancements in Physical Simulation and Thermal History Acquisition Techniques for Ferrous Alloy Friction Stir Welding**. 2007. Dissertação (Mestrado) – Ohio State University, Columbus. 165 p.

SINFIELD, M.F.; LIPPOLD, J.C.; ALEXANDROV, B.T. Physical simulation of friction stir weld microstructure of a high-strength, low alloy steel (HSLA-65). **Proceedings of the 7th International Friction Stir Welding Symposium**, Awaji Island, Japão, Maio 2008.

STEEL, R.J.; PETTERSON, C.O.; PACKER, S.C.; SORENSEN, C.D.; SATO, Y.S.; NELSON, T.W.; STERLING, C.J. Friction stir welding of SAF 2507 (UNS S32750) super duplex stainless

steel. **Stainless Steel World**, p.27-31, 2004.

STEEL, R.J.; STERLING, C.J. Friction stir welding of 2205 duplex stainless and 3Cr12 steels. **Proceedings of the 14th International Offshore and Polar Engineering Conference**, Toulon, France, Maio 2004. p.67-72.

THOMAS, W.M.; NICHOLAS, E.D.; NEEDHAM, J.C.; MURCH, M.G.; TEMPLESMITH, P.; DAWES, C.J. International Patent Application No. PCT/GB92/02203 and GB Patent Application No. 9125978.8. Dezembro de 1991.

TORRES, E.A. **Soldagem por atrito com pino não consumível de chapas finas de aço e da liga de alumínio 6063-T5**. 2012. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. 184 p.

URENA, A.; OTERO, E.; UTILLA, M.V.; MUNEZ, C.J. Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v.182, n.1–3, p.624-631, 2007.

WANG, Q.-F.; SHANG, C.-J.; CHEN, D.-W.; CAI, J.-W.; CHEN, W.-C. Physical simulation and experimental examination of ϵ -Cu particles dissolution evolution during welding of copper precipitation strengthening steel. **Journal of Iron and Steel Research**, v.14, n.6, p.58-62, 2007.

ANEXO A – Corpo de prova de torção

