

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

ETIENE PEREIRA DE ANDRADE

**ESTUDO DO EFEITO DAS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO MECÂNICO NA
TRANSFORMAÇÃO DE FASES DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 304**

BELO HORIZONTE

2015

ETIENE PEREIRA DE ANDRADE

**ESTUDO DO EFEITO DAS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO MECÂNICO NA
TRANSFORMAÇÃO DE FASES DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 304**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no curso de graduação em Engenharia de Materiais no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Wellington Lopes

Co-orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE

2015

ETIENE PEREIRA DE ANDRADE

**ESTUDO DO EFEITO DAS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO MECÂNICO NA
TRANSFORMAÇÃO DE FASES DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 304**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no curso de graduação em Engenharia de Materiais no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em:

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Wellington Lopes - Orientador

Prof^ª. Dr^ª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa – Co-orientadora

Prof. Dr. Frederico de Castro Magalhães

Mestranda Eng^ª. Grazielle Gianini Braga Maria

BELO HORIZONTE

2015

DEDICATÓRIA

Aos que até aqui me ajudaram e sei, continuarão
me ajudando.

AGRADECIMENTOS

“Se nomes eu fosse citar, eu poderia me esquecer de alguém” (LOPES, 2009)

Ao Prof. Dr. Wellington Lopes, pela compreensão, orientação e ajuda. Agradeço pela paciência, cuidado e, sobretudo, pela amizade.

Ao técnico do Laboratório de Caracterização de Materiais (LCM), Bruno, por ter me ajudado mesmo com problemas técnicos e em situações de emergência.

Ao meu amigo e estagiário do LCM, Vinícius Meirelles Mendonça. Pela realização e apoio no desenvolvimento de ensaios referentes ao presente trabalho.

À Prof. Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pela ajuda.

Aos meus colegas e amigos, pelo apoio e amizade.

À minha família, pela compreensão.

EPÍGRAFE

“Se os fatos não se encaixam na teoria, modifique-os.”

Albert Einstein

RESUMO

O intuito principal deste trabalho foi verificar os efeitos dos parâmetros de processamento mecânico (modo e quantidade de deformação), na transformação de fases e nas propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 304. Com relação aos ensaios, estes foram definidos de forma a simular, de forma representativa, os principais esforços mecânicos aos quais o material é submetido nas diferentes etapas do processo de conformação, tendo como foco a laminação. Foram confeccionados corpos de prova de tração e de cisalhamento, os quais foram submetidos a diferentes rotas de processamento, monotônicas e combinadas: tração uniaxial; cisalhamento planar simples; tração combinada a cisalhamento; calandragem combinada a cisalhamento; calandragem combinada à tração e calandragem combinada à tração e cisalhamento. Após os ensaios foram construídos gráficos de tensão efetiva (MPa) x deformação efetiva, para verificação do efeito do processamento anterior na resposta mecânica do material (encruamento, levando a endurecimento; transformação martensítica por deformação ou ainda, amaciamento). Para as condições de trabalho o melhor critério de escoamento para conversão de deformação foi o de Tresca (coeficiente 2,0). Utilizou-se também a técnica de difração de raios X (DRX) para mensurar a fração volumétrica de martensita formada, na tentativa também de se estabelecer a cinética de formação dessa fase. Percebeu-se que, para valores de deformação efetiva considerados pequenos (da ordem de até 6%), há formação de uma maior fração de martensita e o encruamento mostra-se, de certa forma, mais pronunciado. Constataram-se limitações na execução do ensaio de DRX e também no de cisalhamento, o que pode ter influenciado nos resultados. De modo geral, quanto maior o valor de deformação imposto ao aço inoxidável austenítico AISI 304, maior a fração volumétrica de martensita formada, tanto em rotas monotônicas quanto em combinadas, sendo o modo de deformação determinante nesse teor. A cinética de transformação percebida foi austenita (γ) \rightarrow martensita ϵ \rightarrow martensita α' , podendo haver um valor limite de deformação na qual esse fenômeno pode ser restringido.

Palavras chave: Aço inoxidável austenítico; martensita; transformação de fases; deformação; encruamento.

ABSTRACT

The main purpose of this study was to determine the effects of mechanical processing parameters (method and amount of deformation), the phase transformation and mechanical properties of austenitic stainless steel AISI 304. With regard to the tests, these were defined to simulate, representatively, the main mechanical stresses to which the material is subjected in the different stages of the forming process, focusing on rolling. Were prepared tensile specimens and shear, which were submitted to different processing routes, monotonic and combined: uniaxial tension; simple planar shear; combined shear traction; Combined shear calendering; calendering combined tensile and calendering combined tensile and shear. After the tests were constructed effective stress graphics (MPa) x effective strain to verify the effect of the previous processing in the mechanical response of the material (hardening, leading to hardening; martensitic transformation deformation or even break). For working conditions the best flow criterion for strain conversion was the Tresca (coefficient 2.0). We also used the technique of X-ray diffraction (XRD) to measure the volume fraction of martensite formed, also in an attempt to establish the kinetics of formation of this phase. It was noticed that for effective strain values considered small (of the order of up to 6%), there is formation of a larger fraction of martensite and and hardening is shown, somewhat more pronounced. It is found limitations in the implementation of XRD test and also in shear, which may have influenced the results. In general, the greater the deformation imposed on the value of austenitic stainless steel AISI 304, the higher the volume fraction of martensite formed in both monotonic routes as in combination, with the determining deformation so that wording. The transformation kinetics was noticed austenite (γ) \rightarrow martensite ε \rightarrow martensite \rightarrow α' , and may be a strain limit value at which this phenomenon may be restricted.

Keywords: austenitic stainless steel; martensite; phase transformation; deformation; hardening.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de Shäffler e Delong, que exhibe as regiões de composição química para os diferentes tipos de aços inoxidáveis.....	17
Figura 2 – Microestrutura típica de aços inoxidáveis martensíticos	19
Figura 3 - Diagrama binário Fe-Cr	20
Figura 4 - Aço inoxidável ferrítico AISI 409A laminado a frio com 85% de redução de área	21
Figura 5 - Curvas TTT esquemáticas dos possíveis precipitados em aços inoxidáveis duplex e o efeito dos elementos de liga sobre a precipitação de fases.	22
Figura 6 - Aço inoxidável Duplex A182 F53, solubilizado a 1120°C/ 8h e resfriado em água.	22
Figura 7 - Aço inoxidável endurecido por precipitação, martensítico, AISI 630 (17-4 PH)....	23
Figura 8 - Aços inoxidáveis da série AISI 300.....	24
Figura 9 - Aço inoxidável AISI 304	25
Figura 10 - Curva tensão verdadeira X deformação verdadeira, para o aço inoxidável AISI 304, em diferentes temperaturas.	26
Figura 11 - Propriedades mecânicas de tração do aço inoxidável austenítico AISI 310, no estado encruado.	27
Figura 12 - Curva esquemática em função do raio do embrião/núcleo, na qual são mostrados a variação de energia livre crítica (ΔG^*) e o raio do núcleo crítico.	29
Figura 13 - Efeito da deformação e da temperatura na transformação martensítica induzida por deformação, para o aço AISI 304	30
Figura 14 - Variação das quantidades de martensita α' e ϵ com o grau de deformação para os aços AISI 304 e AISI 316, para diferentes condições.	32
Figura 15 - Estabilidade térmica da martensita α' em função da temperatura , após 20h de recozimento no aço AISI 304 deformado 50% a frio.....	33
Figura 16 - Efeito de diversos elementos no endurecimento por solução sólida da Austenita	36
Figura 17 - Efeito da deformação e da temperatura na taxa de transformação martensítica para chapas de aço inoxidável AISI 304	38
Figura 18 - Curva tensão convencional de engenharia de amostras de aço inoxidável AISI 304 para diferentes percentuais de redução a frio	40
Figura 19 - Descrição do critério de Zandrahimi para determinação do coeficiente de encruamento, n.....	42
Figura 20 - Arranjos típicos de rolos para laminadores	43
Figura 21 - Laminação de barras e perfis estruturais	44
Figura 22 - Alteração da microestrutura na laminação a quente de aços	45
Figura 23 - Ilustração do fluxograma do processo de laminação de tiras a quente realizado pela Usiminas	46
Figura 24 - Calandras manual e automática	47
Figura 25 - Calandra de chapas de três rolos.....	47
Figura 26 - Esquema de realização do ensaio de tração uniaxial	49
Figura 27 - Curva Tensão convencional X Deformação convencional esquemática.....	50
Figura 28 - Representação esquemática do teste de cisalhamento proposto por Miyauchi.	52

Figura 29 - Equipamento utilizado para realização do ensaio de cisalhamento planar simples (à esquerda) e aspecto de corpo de prova após execução do ensaio.....	52
Figura 30 - Curvas tensão cisalhante e deformação cisalhante para material com e sem deformação prévia por laminação.....	54
Figura 31 - Esquema de execução da técnica de difração de raios-X	56
Figura 32 - Esquematisação das principais etapas desenvolvidas no trabalho.....	58
Figura 33 - Guilhotina PEXTO modelo U-136-D.....	59
Figura 34 - Espectrofotômetro Shimadzu ® 720.....	59
Figura 35 - Calandra Imag.....	60
Figura 36 - Corpo de prova de tração	61
Figura 37 - Corpos de prova, identificados, para ensaio de tração.....	61
Figura 38 - Máquina de ensaios universais Instron® 5582	62
Figura 39 - Corpos de prova de tração pré-calandrados.....	62
Figura 40 - Dispositivo utilizado para realização dos ensaios de cisalhamento.....	63
Figura 41 - Corpos de prova para ensaio de cisalhamento	63
Figura 42 - Corpos de prova de cisalhamento pré-deformados.....	64
Figura 43 - Difratorômetro Shimadzu® XRD – 7000	65
Figura 44 - Gráfico tensão efetiva (MPa) X Deformação efetiva para aço inoxidável AISI 304, como recebido.....	67
Figura 45 - Gráfico Tensão efetiva (MPa) X Deformação efetiva, no ensaio de cisalhamento, para diferentes critérios de escoamento.....	68
Figura 46 - Difratoograma de amostra AISI 304 como recebido	69
Figura 47 - Gráfico tensão efetiva (MPa) x Deformação efetiva, em tração uniaxial, com destaque para diferentes valores de deformação efetiva	70
Figura 48 - Difratoograma de amostra AISI 304 tracionada 5% (deformação efetiva)	71
Figura 49 - Difratoograma amostra AISI 304 tracionada 15 % (deformação efetiva)	72
Figura 50 - Difratoograma amostra AISI 304 tracionada 30 % (deformação efetiva)	73
Figura 51 - Difratoograma amostra AISI 304 tracionada 40 % (deformação efetiva)	74
Figura 52 - Fração volumétrica de martensita (%) em função da deformação efetiva.....	75
Figura 53 - Gráfico tensão efetiva (MPa) x Deformação efetiva, em cisalhamento planar simples, com destaque para diferentes valores de deformação efetiva	76
Figura 54 - Difratoograma amostra AISI 304 cisalhada 05 % (deformação efetiva).....	76
Figura 55 - Difratoograma amostra AISI 304 cisalhada 15 % (deformação efetiva).....	77
Figura 56 - Difratoograma amostra AISI 304 cisalhada 30 % (deformação efetiva).....	78
Figura 57 - Difratoograma amostra AISI 304 cisalhada 40 % (deformação efetiva).....	79
Figura 58 - Fração volumétrica de martensita (%) em função da deformação efetiva.....	80
Figura 59 - Gráficos Tensão efetiva (MPa) x Deformação efetiva para amostras pré-calandradas	81
Figura 60 - Difratoograma amostra pré-calandrada e cisalhada 10% (Deformação efetiva) ...	82
Figura 61 - Difratoograma amostra pré-calandrada e cisalhada 15% (Deformação efetiva) ...	83
Figura 62 - Difratoograma amostra pré-calandrada e cisalhada 40% (Deformação efetiva) ...	84
Figura 63 - Gráfico Tensão efetiva (MPa) x Deformação efetiva para amostra pré-calandrada, submetida a ensaio de tração uniaxial	85

Figura 64 - Difratoograma amostra pré-calandrada e tracionada 18% (Deformação efetiva)..	86
Figura 65 - Gráfico tensão efetiva (MPa) X deformação efetiva para corpo de prova tracionado 5% e cisalhado 5% (deformações efetivas)	87
Figura 66 - Difratoograma amostra pré-tracionada 5% e cisalhada 5% (Deformações efetivas)	88
Figura 67 - Gráfico tensão efetiva (MPa) X deformação efetiva para corpo de prova tracionado 15% e cisalhado 15% (deformações efetivas)	88
Figura 68 - Difratoograma amostra tracionada 15% e cisalhado 15% (deformações efetivas) .	89
Figura 69 - Gráfico tensão efetiva (MPa) X deformação efetiva para corpo de prova tracionado 40% e cisalhado 40% (deformações efetivas)	90
Figura 70 - Difratoograma amostra tracionada 30% e cisalhado 30% (deformações efetivas) .	90
Figura 71 - Gráfico tensão efetiva (MPa) X deformação efetiva para corpo de prova pré-calandrado 18%, tracionado 18% e cisalhado 10% (deformações efetivas)	91
Figura 72 - Difratoograma amostra calandrada 18%, tracionada 18% e cisalhada 10% (deformações efetivas).....	92

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Valores das constantes de Níquel e Cromo equivalentes apresentados por diferentes autores.....	16
Tabela 2 - Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis martensíticos	18
Tabela 3 (Adaptada) - Propriedades típicas de aços inoxidáveis austeníticos após solubilização	25
Tabela 4 - Composição química do aço AISI 304 fornecida pelo fabricante.....	57
Tabela 5 - Composição química mensurada do aço inoxidável AISI 304 utilizado.....	66
Tabela 6 - Parâmetros de resistência mecânica do aço inoxidável AISI 304, avaliadas na direção de laminação	67
Tabela 7 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 como recebido	69
Tabela 9 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 5% (deformação efetiva)	71
Tabela 10 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 15% (deformação efetiva)	72
Tabela 11 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 30% (deformação efetiva)	73
Tabela 12 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 40% (deformação efetiva)	74
Tabela 13 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 cisalhada 05% (deformação efetiva)	77
Tabela 14 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 cisalhada 15% (deformação efetiva)	78
Tabela 15 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 cisalhada 30% (deformação efetiva)	79
Tabela 16 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 cisalhada 40% (deformação efetiva)	80
Tabela 17 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 pré calandrada e cisalhada em 10% (deformação efetiva).....	82
Tabela 18 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 pré calandrada e cisalhada em 15% (deformação efetiva).....	83
Tabela 19 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 pré-calandrada e cisalhada em 40% (deformação efetiva).....	84
Tabela 20 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 pré-calandrada e tracionada em 18% (deformação efetiva).....	86
Tabela 21 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 5% e cisalhada em 5% (deformações efetivas).....	88
Tabela 22 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 15% e cisalhada em 15% (deformações efetivas).....	89
Tabela 23 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 30% e cisalhada em 30% (deformações efetivas).....	91
Tabela 24 - Análise semi quantitativa amostra calandrada 18%, tracionada 18% e cisalhada 10% (deformações efetivas)	92

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	12
2. JUSTIFICATIVA.....	13
3. OBJETIVOS.....	14
3.1 Objetivos Gerais	14
3.2 Objetivos Específicos.....	14
4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	15
4.1 Aços Inoxidáveis	15
4.1.2 Aços inoxidáveis Martensíticos	18
4.1.3 Aços inoxidáveis Ferríticos	19
4.1.4 Aços inoxidáveis Duplex	21
4.1.5 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação	23
4.1.6 Aços inoxidáveis Austeníticos	24
4.2 Transformação de Fases	28
4.3 Mecanismos de endurecimento	33
4.3.2 Endurecimento pela redução no tamanho de grão	34
4.3.3 Endurecimento por solução sólida	35
4.3.4 Endurecimento por transformação martensítica	36
4.3.5 Encruamento	39
4.4 Processamento mecânico	42
4.4.2 Laminação	42
4.4.3 Calandragem.....	46
4.5 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO	48
4.5.2 Ensaio de tração	48
4.5.3 Ensaio de cisalhamento.....	51
4.5.4 Difração de Raios-X (DRX)	55
5. MATERIAIS E MÉTODOS.....	57
5.1 Descrição geral do trabalho desenvolvido.....	57

5.3	Calandragem	59
5.4	Ensaio de tração	60
5.5	Ensaio de cisalhamento	62
5.6	Ensaio de Difração de Raios X (DRX).....	64
6.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	66
6.1	Caracterização do material no estado recebido.....	66
6.1.2	<i>Análise de composição química</i>	66
6.1.3	<i>Ensaio de tração uniaxial</i>	66
6.1.4	<i>Ensaio de cisalhamento planar simples</i>	67
6.1.5	<i>Ensaio de difração de raios X</i>	68
6.2	Caracterização do material após as diferentes rotas de processamento	70
6.2.2	<i>Tração uniaxial</i>	70
6.2.3	<i>Cisalhamento planar simples</i>	75
6.2.4	<i>Calandragem combinada a cisalhamento</i>	80
6.2.5	<i>Tração combinada a calandragem</i>	85
6.2.6	<i>Tração combinada a cisalhamento</i>	87
6.2.7	<i>Tração combinada à calandragem e a cisalhamento</i>	91
7.	CONCLUSÃO	93
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	94

1. INTRODUÇÃO

Ainda que não se tenha uma data precisa, há registros do uso de ligas ferrosas de 6000 anos a.C, na China (MARAGUSA, 2013). Embora seu uso seja conhecido e difundido, um de seus maiores entraves é a baixa resistência à corrosão (PADILHA; GUEDES, 1994). Para contornar esse problema, pode-se fazer uso de ligas que contém elementos chamados passivadores, ou seja, que gerem uma fina e aderente camada de óxidos, na superfície do material, protegendo-o (ARCELLORMITAL, 2013). Assim, os aços inoxidáveis ganham destaque. Essas ligas surgiram quando cientistas tentavam passivar materiais ferrosos com a utilização de cromo e níquel, em 1912, sendo os estudos desenvolvidos simultaneamente na Alemanha e na França (SILVA et al, 2010). Em geral, os aços que possuem um teor maior que 13% de Cr podem ser ditos inoxidáveis (FANG; DHAL, 1990). Há cinco classes principais: ferríticos, martensíticos, duplex, endurecidos por precipitação e austeníticos, sendo esse último foco do presente trabalho.

Um dos mais antigos processos de fabricação de materiais é a conformação, nas suas mais diversas técnicas e formas (CETLIN; HELMAN, 2005). Desde seu surgimento, tal qual ocorreu às ligas ferrosas, essa operação passou por inúmeros desenvolvimentos, sendo seu estudo também de fundamental importância, uma vez que a grande maioria dos produtos acabados e/ou semiacabados que dispomos passaram por algum processo de conformação mecânica. Busca-se conciliar processos que gerem deformação o mais uniforme possível, reduzindo os defeitos e refugos, além de otimizar a qualidade do produto final. Nesse contexto, fazem-se modificações não apenas de máquinas e equipamentos, como também de materiais, objetivando melhores propriedades mecânicas aliadas à boa conformabilidade.

Assim, podem ser citados os aços inoxidáveis austeníticos, que encontram boa funcionalidade nas mais diversas aplicações industriais, desde a área alimentícia até a nuclear. Apresentam boa resistência mecânica e à corrosão, além de elevada conformabilidade. Apesar disso, embora apresentem estrutura austenítica à temperatura ambiente, são ditos metaestáveis, por serem passíveis de sofrer transformação de fases induzida por deformação, originando martensita (seja ela α' , cúbica de corpo centrado – CCC ou ϵ , hexagonal compacta – HC), (PADILHA;GUEDES, 1994). Dessa maneira, a compreensão das modificações microestruturais induzidas ao longo das etapas de conformação, bem como a distribuição dos esforços aplicados ao material e as consequências desses na obtenção dos componentes conformados tem papel tecnológico fundamental.

Para compreensão de tais fenômenos, pode-se fazer uso de ensaios destrutivos, como ensaio de tração uniaxial e ensaio de cisalhamento, os quais buscam simular, sob diferentes parâmetros (taxa, quantidade e rota de deformação), os esforços a que são submetidos os materiais conformados (DIETER, 1981; REED-HILL, 1982). Emprega-se também a microdureza, a qual pode avaliar a dureza de modo pontual, permitindo que se mensure a dureza de cada fase presente, auxiliando na averiguação da transformação martensítica induzida por deformação. Para avaliar as modificações microestruturais, pode-se recorrer a técnicas de caracterização microestrutural, tais como: difração de raios X (para avaliar a quantidade das fases induzidas por deformação), microscopia ótica e de varredura por feixe de elétrons (para avaliar o material quanto à sua microestrutura - “homogeneidade”, fases presentes, grãos) (CALLISTER JUNIOR, 2008).

O presente trabalho traz informações sobre os diferentes tipos de aços inoxidáveis, focando-se no austenítico, mais especificamente no AISI 304. Estuda-se a transformação de fases sofrida pelo mesmo, sob diferentes condições de deformação, impostas por rotas de processamentos distintas, as mais diversas maneiras de quantificar e avaliar tais transformações, suas causas e efeitos.

2. JUSTIFICATIVA

Este trabalho se firma na necessidade da compreensão dos fenômenos que ocorrem, durante diferentes etapas e processos de conformação, no aço inoxidável austenítico AISI 304, um dos mais amplamente utilizados, tendo aplicações diversificadas, podendo envolver áreas de elevado desempenho e segurança nacional, como tecnologia nuclear. Sendo um de seus atributos mais importantes a capacidade de conciliar boa resistência mecânica e à corrosão com elevada conformabilidade, o estudo dos processos de conformação pelos quais ele passa, bem como as mudanças microestruturais que os mesmos podem induzir, são chave para que se obtenha um produto final com as especificações desejadas e que ainda possua boa resistência mecânica e à corrosão.

Dessa maneira, compreender a transformação de fases desse aço e os efeitos da mesma em suas propriedades e aplicações, bem como as modificações induzidas pelos diferentes esforços a ele aplicados e os mecanismos de otimização de suas propriedades mecânicas tem importância tecnológica e social.

3. OBJETIVOS

3.1 Objetivos Gerais

Avaliar a transformação de fases induzida por deformação plástica no aço inoxidável austenítico AISI 304, sob diferentes modos e quantidades de deformação, correlacionando os respectivos aspectos mecânicos e estruturais decorrentes das condições de sollicitação mecânica.

3.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos dessa pesquisa consistem em:

- a) investigar a transformação de fases induzida por deformação plástica em calandragem, tração e cisalhamento sob carregamento monotônico e combinado para diferentes valores de deformação plástica segundo as rotas de processamento: tração uniaxial; cisalhamento planar simples; calandragem combinada a cisalhamento; calandragem combinada à tração uniaxial; tração uniaxial combinada ao cisalhamento e, por fim, calandragem combinada a tração uniaxial e ao cisalhamento;
- b) quantificar a fração de martensita induzida por deformação plástica pela técnica de difração de raios X e correlacionar a mesma aos aspectos mecânicos macroscópicos (curvas tensão-deformação efetiva).

4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 Aços Inoxidáveis

Os materiais, principalmente metálicos, desempenham importante papel no desenvolvimento humano. Segundo Padilha; Guedes (1994), para isso, basta ver que uma das classificações utilizadas pela história baseia-se no grau de desenvolvimento e utilização dos materiais pela humanidade: Idade da pedra, do cobre, do bronze, do ferro (PADILHA; GUEDES, 1994). Focando-se nas ligas ferrosas, para se ter uma noção, a extração e beneficiamento do Ferro datam de mais de 5000 anos atrás (MARAGUSA, 2013). Desde lá, muito se investiu, porém até o início do século XX essas ligas não apresentavam resistência satisfatória à corrosão, o que era foco de pesquisas e esforços de muitos engenheiros metalurgistas (CHIAVERINI, 2012).

Na tentativa de solucionar tal problema, destaca-se o desenvolvimento dos aços inoxidáveis, que surgiram, acidentalmente, de estudos realizados em 1912, tanto na Inglaterra como na Alemanha. O aço inglês era uma liga ferro (Fe)-cromo (Cr) com aproximadamente 13% de Cr e 0,24% de carbono (C). O aço alemão continha em sua composição, além de Cr, níquel (Ni). (ARCELLORMITAL, 2013; SILVA; MEI, 2008). Percebeu-se então que adições de cromo aumentavam a resistência à oxidação e corrosão dos aços, sendo aqueles com teores de cromo acima de 12%, denominados inoxidáveis (COLPAERT, 2008; SILVA ; MEI,2008; FANG; DAHL, 1991).

Os aços com teor de Cr a partir de 10,5% também podem ser tidos como inoxidáveis (ARCELLORMITAL, 2013). Segundo Cavalli (2013), a resistência à corrosão deve-se principalmente ao cromo, responsável pela geração de uma fina camada de óxido, que forma uma película passivadora, resistente e uniforme, com elevada aderência, protegendo o material (CAVALLI, 2013).

Segundo Colpaert (2008), o desempenho e as propriedades desses aços dependem diretamente da microestrutura final obtida e essa, por sua vez, tem relação com a composição química (CQ) e os tratamentos térmicos (TT) realizados (COLPAERT, 2008). Os aços destacam-se por sua versatilidade em termos de composição, pois podem ser produzidas ligas com uma infinidade de elementos químicos. Assim, torna-se complexa a definição da ação de cada elemento adicionado à liga (SILVA; MEI, 2010). De forma geral têm-se como principais classes de elementos os ferritizantes ou alfacêneos (que estabilizam a ferrita - α), sendo o principal o cromo; e os austenitizantes ou gamagêneos (que estabilizam a austenita - γ), sendo

o principal o níquel. São propostas, com base nessa classificação, diversas simplificações, que variam de acordo com a referência adotada. Porém, todas objetivam a previsão, com base na CQ, das fases presentes e, de forma genérica, as expressões podem ser descritas pela Equação 1, a qual indica uma predição do teor de níquel equivalente (Ni_{eq}) e pela Equação 2, que traz uma formulação para o teor de cromo equivalente (Cr_{eq}) da liga (COLPAERT, 2008; PADILHA; GUEDES, 1994):

$$Ni_{eq} = \%Ni + A(\%Mn) + B(\%C) + C(\%N) + D(\%Cu) + E(\%Co) \quad (1)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + F(\%Si) + G(\%Mo) + H(\%Al) + I(\%Nb) + J(\%Ti) + K(\%W) + L(\%V) \quad (2)$$

Como mencionado, não há consenso, sendo que as constantes (A, B, C,... L) podem variar de acordo com as condições nas quais as equações são consideradas. Diferentes previsões são realizadas, sendo as mais comuns listadas na Tabela 1:

Tabela 1 - Valores das constantes de Níquel e Cromo equivalentes apresentados por diferentes autores

(Continua)

Autor	Constantes												Condições
	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	
Shäffler Delong	0,5	30	30	-	-	1,5	1	-	-	-	-	-	Soldagem
Delong Ostram	0,5	30	-	-	-	1,5	1	-	-	-	-	-	-
Szumachowsky Shäffler	0,5	30	-	-	-	1,5	1	-	0,5	-	-	-	Soldagem
Guiraldeng	-	30	20	-	-	1,5	-	-	-	-	-	-	-
Schneider	0,5	30	25	3	1	2	1,5	5,5	1,75	1,5	0,75	5	-
Pryce Andrew	0,5	21	11,5	-	-	3	2	-	-	-	-	-	-
Jerkontoret	0,3	22	14,2	1	-	1,5	1,37	-	2	3	-	-	Análise térmica
Hammar Svensson	0,31	22	14,2	-	-	-	1,37	-	-	-	-	-	Análise térmica

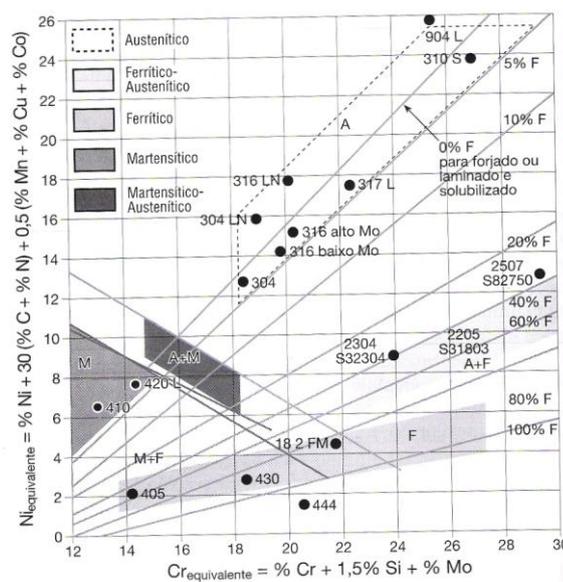
Tabela 1 - Valores das constantes de Níquel e Cromo equivalentes apresentados por diferentes autores

												(Conclusão)	
												Aço	
Avery	-	17	11	-	-	1,6	-	-	2,8	-	-	-	fundido resistente ao calor
Guiraldeng	-	30	20	-	-	1,5	2	3	-	4	-	-	Fundidos

Fonte: PADILHA; GUEDES, 1994

No estudo de aços inoxidáveis, é comum o uso da nomenclatura do Instituto Americano de Ferros e Aços – *American Iron and Steel Institute* (AISI). Quanto à obtenção do produto final, o uso das condições de Shäffler e Delong mostra-se uma boa aproximação, que pode ser usada para traçar um diagrama que indica as diferentes famílias de inoxidáveis em função da CQ, o qual pode ser visto na Figura 1. Esse diagrama, embora simples, faz-se importante, pois a classificação mais geral dá-se de acordo com a microestrutura presente à temperatura ambiente (CHIAVERINI, 2012; SILVA ; MEI, 2010), tendo-se cinco classes principais (SILVA et al, 2011): Aços inoxidáveis martensíticos, ferríticos, duplex, endurecidos por precipitação e austeníticos.

Figura 1 - Diagrama de Shäffler e Delong, que exhibe as regiões de composição química para os diferentes tipos de aços inoxidáveis.



Fonte: COLPAERT, 2008.

4.1.2 Aços inoxidáveis Martensíticos

Caracterizam-se pela boa resistência ao calor e à oxidação, mesmo a temperaturas mais elevadas. Apresentam, ainda, boa resistência ao ataque corrosivo dos gases de combustão dos motores, o que justifica sua aplicação em válvulas de motores de combustão interna (VILLARES METALS S.A., 2013). Segundo Silva; Mei, 2010, são ligas de Fe e Cr, com teores entre 11% a 18% de Cr, com teor de carbono de aproximadamente 0,1%, sendo endurecíveis por tratamento de têmpera (SILVA; MEI, 2010). São similares aos aços para têmpera e revenimento (COLPAERT, 2008).

Devido ao elevado teor de cromo e, ocasionalmente de outros elementos formadores de carbonetos de elevada dureza e altamente estáveis, são necessárias temperaturas de austenitização relativamente altas (925°C-1070°C), para que a austenita seja homogeneizada, aumentando a temperabilidade e uniformizando o tamanho de grão, permitindo a conciliação de resistência mecânica à tração com relativa tenacidade. (CHIAVERINI, 2012; COLPAERT, 2008). Por possuírem elevada temperabilidade, são temperados normalmente ao ar. O revenimento posterior é realizado a temperaturas que podem variar de 150°C a 400°C, atuando mais como alívio de tensões, por não promover alterações microestruturais significativas. Tem-se como exceção os martensíticos de baixo teor de carbono, que são revenidos a temperaturas a partir de 560°C e por um tempo mínimo de uma hora, podendo chegar a quatro horas (CHIAVERINI, 2012). Esse tratamento é realizado para melhoria das propriedades de resistência à corrosão e à tração. A Tabela 2 mostra propriedades típicas de alguns aços martensíticos:

Tabela 2 - Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis martensíticos

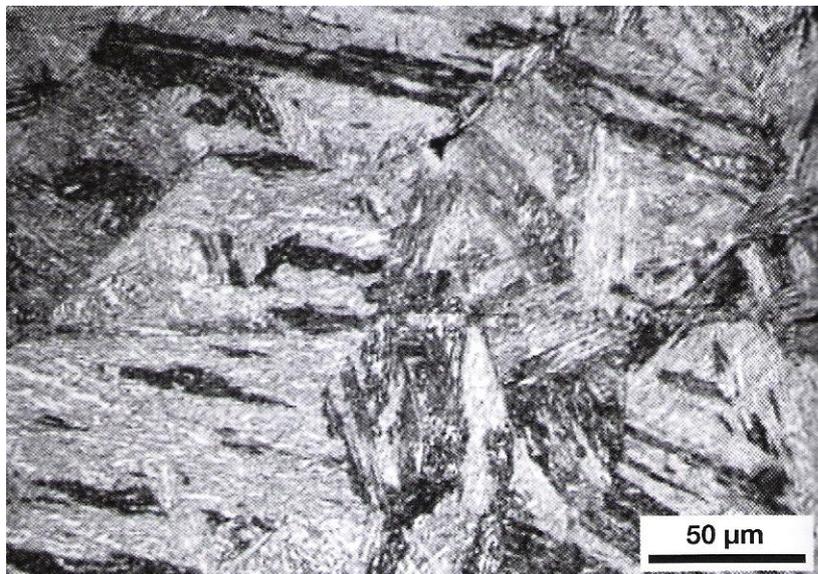
Aço	Limite de escoamento [MPa]	Limite de resistência à tração [MPa]	Alongamento total [%]	Redução de área [%]
AISI 410	285	530	25	70
AISI 416	280	530	30	60
AISI 420	350	670	25	55

Fonte: SILVA; MEI, 2010.

Segundo Chiaverini (2012), deve-se atentar para temperatura e o método de revenimento, pois à medida que se aumenta a temperatura, permite-se solubilização, seguida de precipitação, de carbonetos ricos em Cr, fazendo com que o aço tenha sua resistência à corrosão atenuada (CHIAVERINI, 2012). Além disso, deve-se ter cuidado, pois, embora sejam inoxidáveis, esses aços têm, de modo geral, susceptibilidade à fragilização por hidrogênio (SILVA; MEI, 2010).

A microestrutura predominante é constituída de martensita revenida, podendo haver traços de ferrita. Na Figura 2 pode-se ver a microestrutura típica de um aço AISI 410 temperado e revenido duplamente a 730°C e 690°C. Nessa situação a dureza Brinell (HB) aproximada da martensita revenida é de 220 HB.

Figura 2 – Microestrutura típica de aços inoxidáveis martensíticos



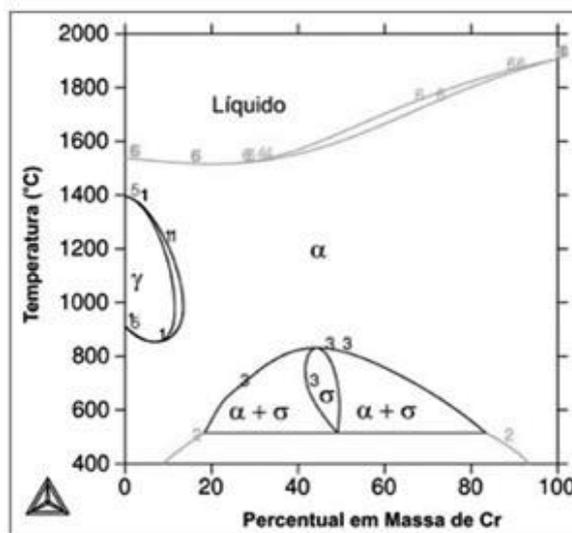
Fonte: COLPAERT, 2008.

4.1.3 Aços inoxidáveis Ferríticos

Segundo Silva; Mei, 2010, os aços inoxidáveis ferríticos são aqueles cuja composição química os permite se situarem à direita do campo austenítico do diagrama binário Fe-Cr, o qual pode ser visto na Figura 3 (SILVA; MEI, 2010). Mais especificamente, uma análise precisa se dá com base no diagrama ternário Fe-Cr-C, pois se sabe que o carbono tem efeito gamagêneo (PADILHA; GUEDES, 1994). Apresentam estrutura ferrítica a qualquer temperatura abaixo da linha *liquidus* (campo no qual o material se encontra fundido), por terem um teor nominal máximo de 0,20% C e elevada quantidade de Cr, podendo chegar a

25%, o que faz com eles não sejam endurecíveis por têmpera (CHIAVERINI, 2012). Porém, segundo Colpaert (2008), essa definição não é totalmente válida, pois a maioria dos ferríticos não atende-la (COLPAERT, 2008). Um exemplo é o aço AISI 430, que pode apresentar até 50% de austenita se aquecido à temperaturas na faixa de 800°C.

Figura 3 - Diagrama binário Fe-Cr



Fonte: GUIMARÃES, 2010.

Segundo Arcellormital (2013), trata-se de um material com ótima resistência à corrosão e boa capacidade de estampagem (exceto condição profunda), porém tem como fator limitante de aplicação a baixa soldabilidade, devido ao elevado crescimento de grão, precipitação de carbonetos e até mesmo formação de martensita na zona termicamente afetada (ZTA) (ARCELLORMITAL, 2013).

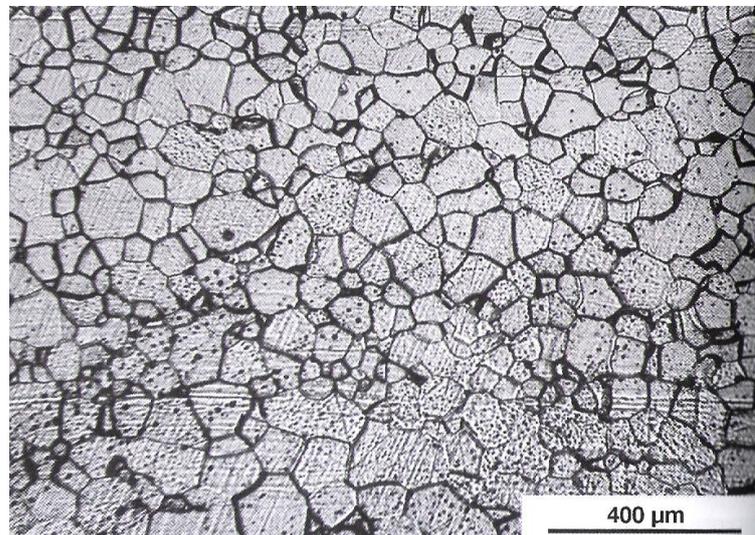
Mas, essa questão pode ser solucionada com a adição de pequenas quantidades de alumínio (Al), como no aço AISI 405 (CHIAVERINI, 2012), ou ainda, com o uso de elementos de liga como titânio (Ti) (SILVA; MEI, 2010). A microestrutura típica dos aços inoxidáveis ferríticos pode ser visualizada na Figura 4.

Esses aços apresentam um fenômeno típico conhecido como “fragilização a 475°C” (CHIAVERINI, 2012), de ocorrência mais pronunciada em aços de alta liga, durante o revenimento, na faixa de 400°C a 500°C.

Isso ocorre devido à formação de fase sigma (σ), um composto intermetálico Fe-Cr, com estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), possuindo trinta átomos por célula e grande quantidade de elementos estabilizadores da ferrita (MAGALHÃES, 2004), que se

precipita a partir da ferrita delta (δ), geralmente entre os contornos de grão, gerando elevada dureza, porém perda de tenacidade.

Figura 4 - Aço inoxidável ferrítico AISI 409A laminado a frio com 85% de redução de área



Fonte: COLPAERT (2008)

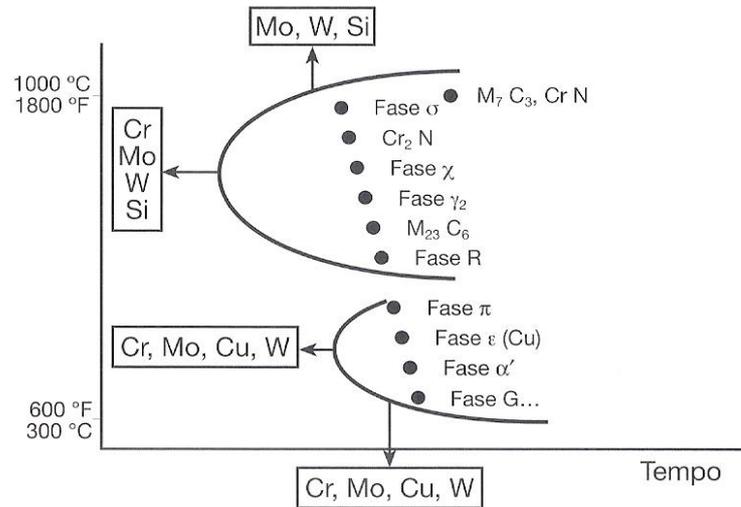
A fase σ se forma por resfriamento contínuo e lento a partir de 1000°C, ou por exposição isotérmica no intervalo de 600°C a 1000°C, sendo mais rápida na faixa de 800°C a 900°C (TAVARES, 2006). Essa fragilização pode estar relacionada à modificação do reticulado cristalino, que, ao produzir rearranjo atômico, cria condições para a precipitação da fase σ .

4.1.4 Aços inoxidáveis Duplex

Também são conhecidos como aços Austeno-ferríticos. Segundo Silva; Mei (2010), por possuírem frações aproximadas de ferrita e austenita, têm uma boa combinação de propriedades (de modo geral) dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos (SILVA; MEI, 2010). Na década de 30 iniciou-se o desenvolvimento do aço inoxidável dúplex nos Estados Unidos e na Europa, porém foi apenas na década de 70 que se chegou a um material mais refinado. Esses aços são produzidos através de deformação a quente e tratamento de solubilização a temperaturas até 1200°C, seguido de resfriamento rápido (ROMANA, 2009). A microestrutura obtida é possível devido à adição de molibdênio (Mo) e aos elevados teores de Cr, além da introdução de nitrogênio (N). (MAGALHÃES, 2004). Porém, se não controlada, a adição desses elementos pode gerar efeitos indesejáveis, como a precipitação de

fases secundárias e compostos intermetálicos, a saber: fase chi (χ) – $\text{Fe}_{30}\text{Cr}_{18}\text{Mo}_4$; fase σ ; fase Laves (η) – Fe_2Mo ; fase Π - 28%Fe – 35%Cr – 3%Ni – 34%Mo e carbonetos. Uma curva Tempo-transformação-temperatura (TTT) esquemática para essas fases e compostos pode ser vista na Figura 5:

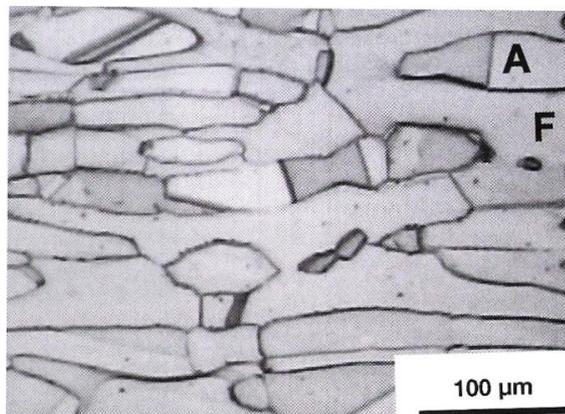
Figura 5 - Curvas TTT esquemáticas dos possíveis precipitados em aços inoxidáveis duplex e o efeito dos elementos de liga sobre a precipitação de fases.



Fonte: COLPAERT (2008).

Além de se atentar para o correto balanceamento de composição química, deve-se ter cuidado especial com os tratamentos térmicos realizados, pois esses garantirão uma boa proporção entre as fases ferrita e austenita, além de minimizar ou até mesmo evitar a formação de precipitados (COLPAERT, 2008). A Figura 6 indica a microestrutura típica desses aços, na qual a austenita é indicada por A e a ferrita, por F:

Figura 6 - Aço inoxidável Duplex A182 F53, solubilizado a 1120°C/ 8h e resfriado em água.



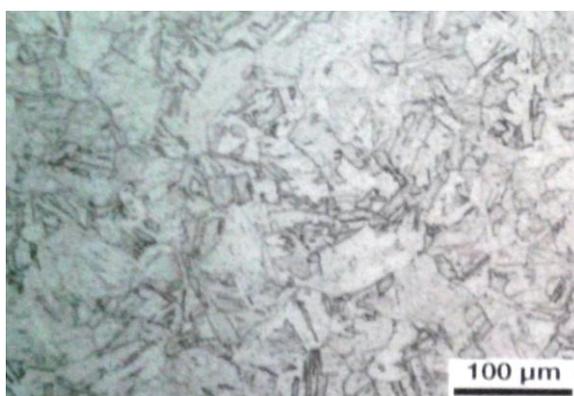
Fonte: COLPAERT (2008).

Por apresentarem baixo teor de carbono, na ordem de 0,03%, o fenômeno de sensibilização (precipitação de carbonetos de Cr nos contornos de grão do aço) não se manifesta. São utilizados, principalmente, em ambientes agressivos, como em plantas químicas, na produção de óleo e gases e em plataformas petrolíferas (ROMANA, 2009).

4.1.5 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

Também chamados, do inglês *precipitation hardening*, de aços PH, são definidos como aqueles que podem ter suas propriedades melhoradas por meio do tratamento térmico de envelhecimento. Foram desenvolvidos após a Segunda Guerra Mundial, através dos aços austeníticos com 18%Cr e 8%Ni. (CHIAVERINI, 2012). Um exemplo é o aço 17-7 PH, o qual é incomumente resistente à tração e à corrosão (CALLISTER, 2008). Há três classificações principais, as quais são definidas segundo a microestrutura final obtida (CHIAVERINI, 2012; COLPAERT, 2008), a saber: martensíticos, semi-austeníticos e austeníticos. Nos martensíticos, as principais modificações realizadas no aço 18-8 foram a redução do teor de Níquel e adição de outros elementos, os quais propiciam a formação de precipitados, em geral de elevada dureza. Os tratamentos mais comuns de serem realizados nesse material são solubilização e envelhecimento, sendo as temperaturas de realização desse último tratamento, críticas, determinantes da microestrutura final e, logo, das propriedades obtidas na liga (COLPAERT, 2008). A Figura 7 traz a microestrutura típica de um aço inoxidável AISI 630 (17-4 PH), solubilizado a 1040°C/1h e resfriado em água, apresentando microestrutura martensítica de baixo Carbono:

Figura 7 - Aço inoxidável endurecido por precipitação, martensítico, AISI 630 (17-4 PH)



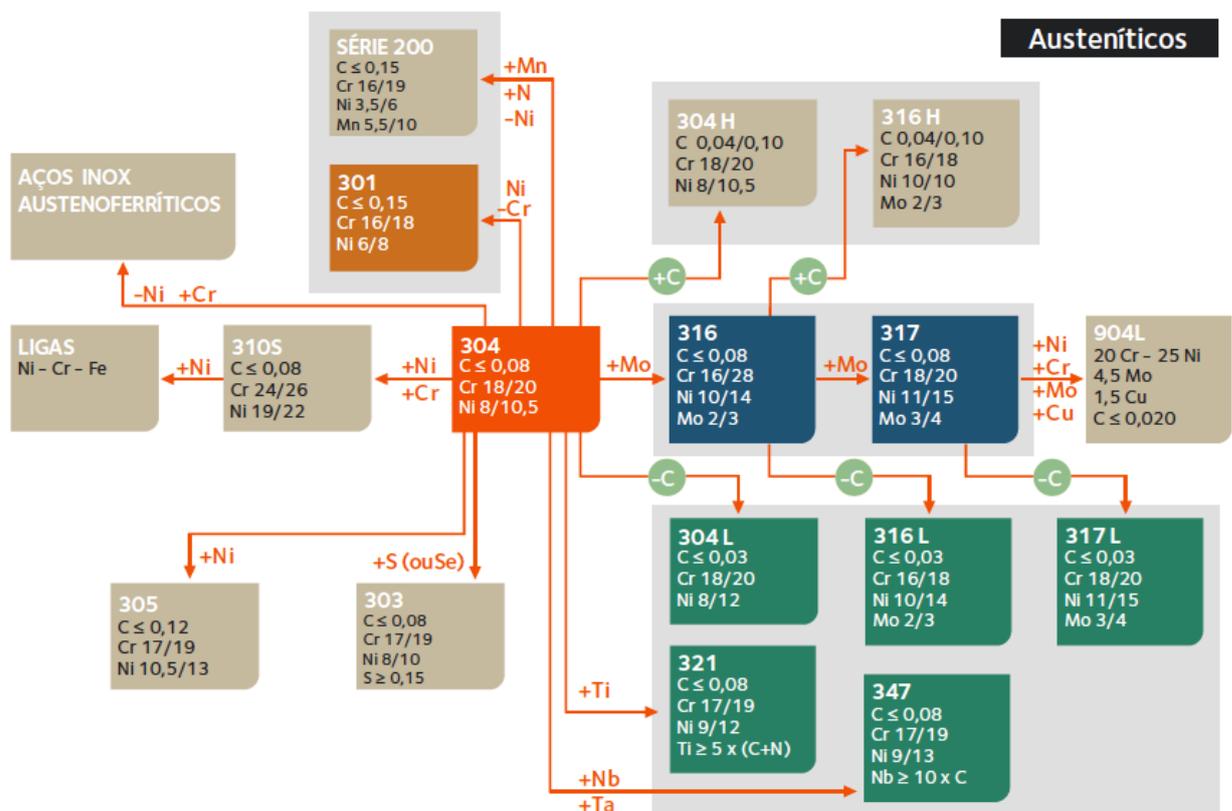
Fonte: COLPAERT, 2008.

4.1.6 Aços inoxidáveis Austeníticos

Dentre os aços inoxidáveis, tratam-se dos mais comuns, por apresentarem boa resistência à corrosão, elevada tenacidade e boa soldabilidade. A estrutura austenítica é estabilizada com o uso de elementos gamagêneos, sendo o principal o níquel. Devido à sua estrutura CFC, não sofre transição dúctil-frágil, tendo aplicações em baixas temperaturas e também em elevadas, por possuir resistência à deformação a quente (COLPAERT, 2008). Segundo a classificação AISI, pertencem à série 300. Podem ter diversos elementos de liga associados à sua composição química, destacando-se o níquel, responsável pela estabilidade da austenita mesmo a temperaturas ambientes (ARCELLORMITAL, 2013). Um esquema dos produtos pertencentes a essa classe, bem como os principais elementos de liga utilizados pode ser visto na Figura 8:

Figura 8 - Aços inoxidáveis da série AISI 300

Aços inoxidáveis da Série 300



Fonte: ARCELLORMITAL, 2013.

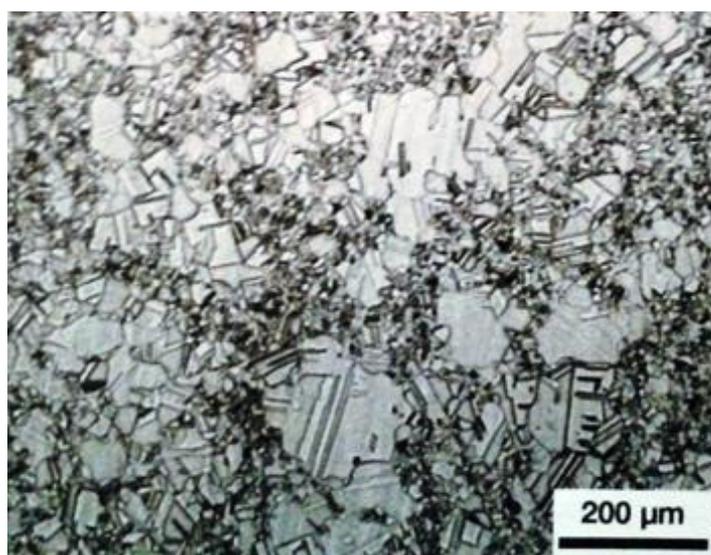
Os aços inoxidáveis austeníticos são considerados não magnéticos e, devido à presença dos elementos gamagêneos, não são considerados endurecíveis por têmpera. Além disso, as principais características da microestrutura final não são facilmente modificadas por meio de tratamentos térmicos, sendo esses mais praticados após o trabalho a quente, com o objetivo de solubilizar possíveis “carbonetos nocivos”, os quais podem comprometer a resistência à tração do aço, além de poderem contribuir com o fenômeno da sensitização (COLPAERT, 2008; SILVA; MEI, 2010). As propriedades mecânicas em tração típicas de alguns desses aços podem ser vistas na Tabela 03. A microestrutura de um dos principais tipos desse aço, o AISI 304, pode ser vista na Figura 9, a qual traz (acima), um aço forjado e solubilizado, com grãos grandes.

Tabela 3 (Adaptada) - Propriedades típicas de aços inoxidáveis austeníticos após solubilização

Aço	Limite de escoamento [Mpa]	Limite de resistência à tração [Mpa]	Alongamento total [%]	Redução de área [%]
AISI 301	280	770	55	70
AISI 304	300	590	60	70
AISI 310	320	670	50	65

Fonte: COSTA; MEI, 2010.

Figura 9 - Aço inoxidável AISI 304

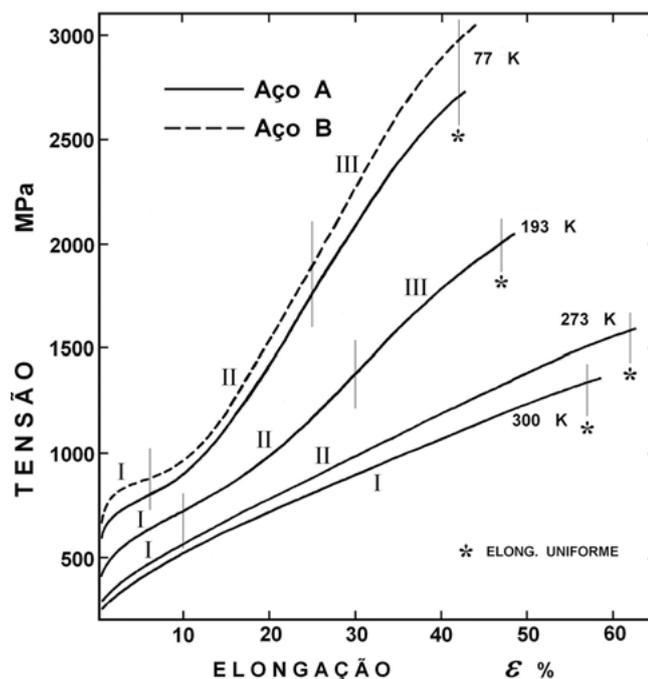


Fonte: COLPAERT, 2008.

Um dos principais problemas enfrentados por esses aços é a corrosão intergranular,, a qual é ocasionada pela precipitação, preferencialmente nos contornos de grão, de carbonetos de cromo e níquel, os quais contribuem para redução das propriedades mecânicas, além de gerarem, como já mencionado, precipitados ricos em Cr e Ni, os quais prejudicam de modo considerável a passividade desses aços, favorecendo a corrosão por pites (SILVA; MEI, 2010; CHIAVERINI, 2012; ARCELLORMITAL, 2013).

Embora sejam capazes de manter a estrutura austenítica mesmo à temperatura ambiente, esses aços podem apresentar um fenômeno típico, conhecido como transformação de fases por deformação. Dessa maneira, pode-se classifica-los em austeníticos metaestáveis e estáveis, sendo esses aqueles que mantêm sua estrutura mesmo após considerável deformação a frio. Quanto aos metaestáveis, essa característica é visível através da curva tensão verdadeira X deformação verdadeira, na qual nota-se considerável encruamento devido à transformação da austenita em martensita, principalmente a baixas temperaturas. (SILVA; MEI, 2010; FANG; DAHL, 1991). A Figura 10 traz uma curva tensão verdadeira por deformação verdadeira, para o aço AISI 304, a qual evidencia o fenômeno de encruamento devido à formação de Martensita e a dependência desse acontecimento com a temperatura:

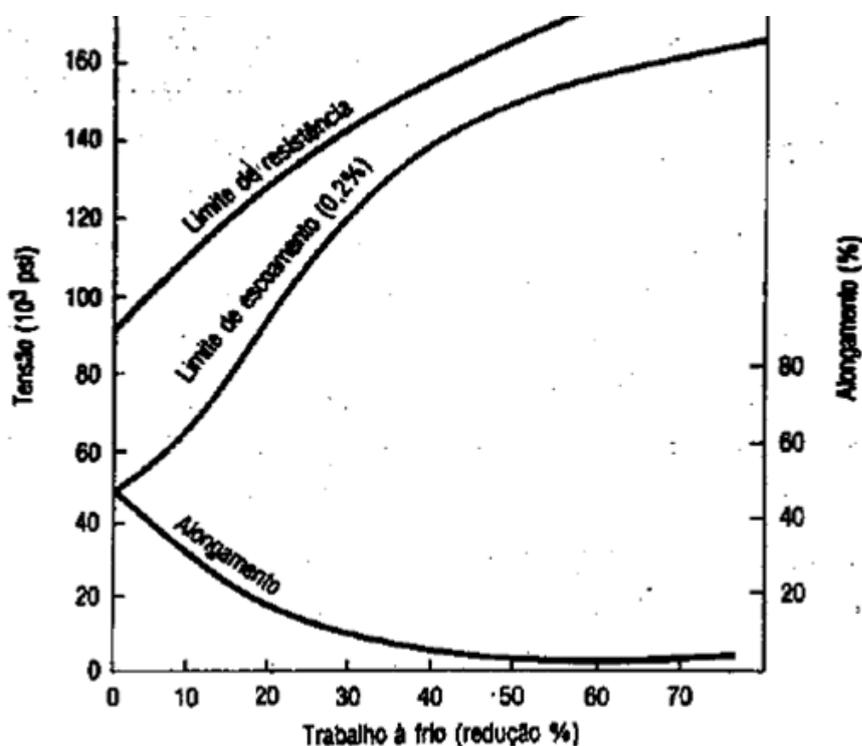
Figura 10 - Curva tensão verdadeira X deformação verdadeira, para o aço inoxidável AISI 304, em diferentes temperaturas.



Fonte: ANTUNES; ANTUNES, 2007.

Devido à elevada susceptibilidade de encruamento e considerável plasticidade, esses aços podem alcançar valores excepcionais de limite de escoamento e ruptura, conforme pode ser visto, de modo esquemático, na Figura 11, além de apresentar excelente conformabilidade, podendo ser trabalhados a quente e/ou a frio (SILVA; MEI, 2010; CHIAVERINI, 2012). Vale lembrar que, devido à estrutura martensítica ter se formado a frio e também ser metaestável, operações como a soldagem ou o trabalho a quente “destroem-na”, gerando recuperação e recristalização.

Figura 11 - Propriedades mecânicas de tração do aço inoxidável austenítico AISI 310, no estado encruado.



Fonte: SILVA; MEI, 2010.

As transformações de fase dependerão do modo e da quantidade de deformação aplicada ao aço e determinarão a resposta mecânica do mesmo, como visto na Figura 10. Assim, o aço inoxidável austenítico pode ter suas propriedades ajustadas mediante a programação da deformação imposta ao material. Como as principais aplicações desse material se relacionam a produtos conformados e/ou de alto desempenho, tais como objetos das indústrias alimentícia, petroquímica e nuclear faz-se importante o conhecimento dos parâmetros do processo e da microestrutura predominante no material ao longo das etapas de

conformação, para que se concilie boa conformabilidade, resistência mecânica e à corrosão (SILVA et al, 2010).

4.2 Transformação de Fases

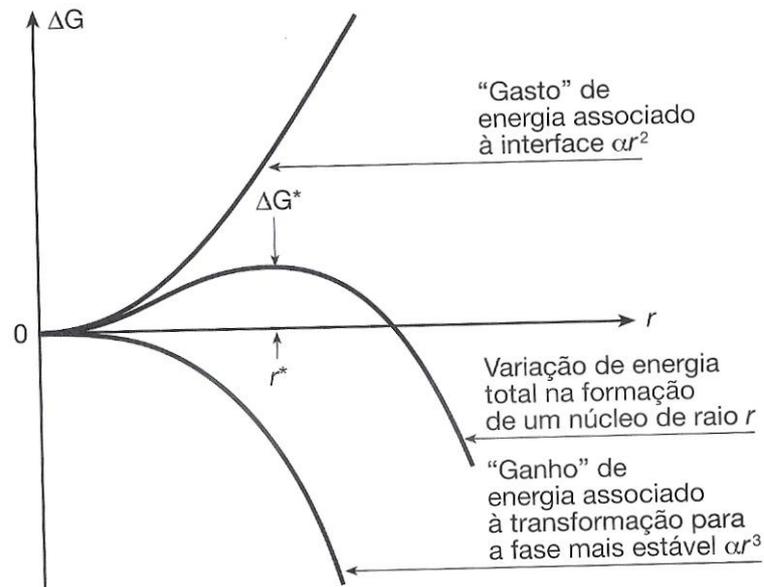
Sabe-se que a microestrutura predominante num material influencia suas propriedades finais obtidas, bem como as aplicações do mesmo. A microestrutura, por sua vez, relaciona-se com as transformações de fases pelas quais o componente em análise passou, que podem ser divididas, basicamente, em difusionais e adifusionais. Essas últimas geram fases metaestáveis, como a martensita; já as difusionais podem ser simples (sem modificações na composição ou no número de fases do material, como nas transformações alotrópicas ou na solidificação de metais “puros”) ou não (ocasionam alterações na composição química das fases e também, na maioria dos casos, em seu número). (CALLISTER JUNIOR, 2008).

Em geral, as transformações de fases não ocorrem de maneira instantânea, demandando tempo e energia. Podem-se definir duas etapas delimitantes e principais: nucleação e crescimento (CARDOSO, 2013). Segundo Callister (2008):

“A nucleação envolve o surgimento de partículas, ou núcleos, muito pequenos, da nova fase (que consistem, com frequência, em apenas umas poucas centenas de átomos), que são capazes de crescer. A transformação atinge o seu final se for permitido que o crescimento dessas partículas da nova fase prossiga até que uma fração do equilíbrio seja alcançada”. (CALLISTER JUNIOR, 2008).

A nucleação, em geral, não ocorre em condições de perfeito equilíbrio entre as fases presentes, pois não há liberação de energia e a formação de um núcleo envolve gasto energético para a formação de uma interface entre a fase existente e a que está em processo de formação. O ganho de energia é dependente do volume (em geral faz-se aproximações, considerando que as partículas envolvidas se comportem como esferoides de raio r), enquanto a energia de interface relaciona-se com a área superficial. O ganho volumétrico e a perda superficial ocorrem simultaneamente e competem entre si, apresentando valores específicos críticos de energia livre de Gibbs (ΔG^*) específicos para cada material (COLPAERT, 2008; CALLISTER JUNIOR, 2008). Uma curva hipotética e esquemática sobre esse fenômeno pode ser vista na Figura 12:

Figura 12 - Curva esquemática em função do raio do embrião/núcleo, na qual são mostrados a variação de energia livre crítica (ΔG^*) e o raio do núcleo crítico.



Fonte: COLPAERT, 2008

Para todo processo de nucleação há um raio crítico (r^*), que determinará o processo de crescimento: se o aglomerado de partículas atinge r^* , o crescimento prossegue originando os núcleos, que geram diminuição da energia livre. Esse processo pode ocorrer de forma homogênea (uniformemente ao longo de toda a estrutura), ou de modo heterogêneo (através de imperfeições e/ou heterogeneidades presentes no material, como discordâncias, impurezas, precipitados ou mesmo nos próprios contornos de grão) (COLPAERT, 2008; CALLISTER, 2008).

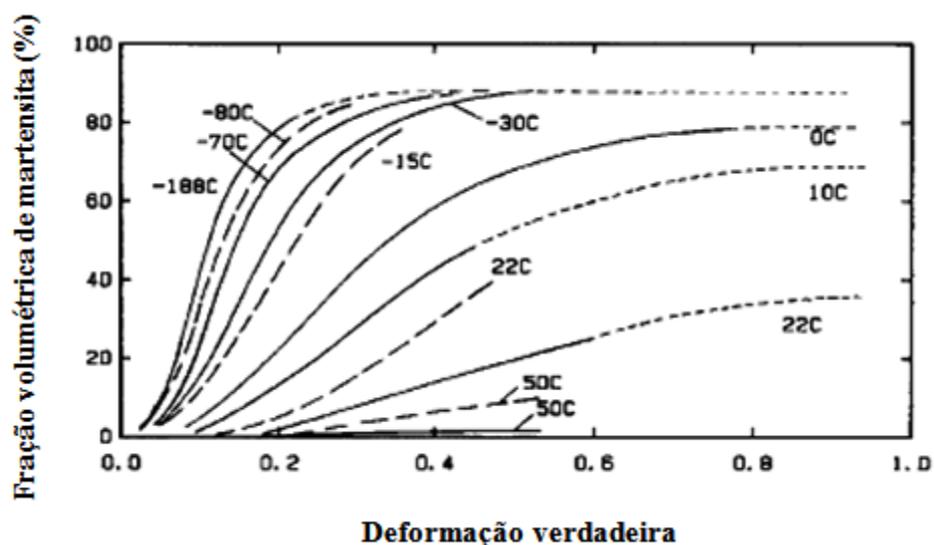
A nucleação é seguida do crescimento, que se inicia a partir do momento em que um embrião se desenvolve em núcleo estável. Esse fenômeno depende do gradiente de potencial químico das espécies presentes e, nas transformações difusionais, está intimamente ligado ao coeficiente de difusão, o qual depende diretamente da temperatura. Vale lembrar que a nucleação continua a ocorrer, concomitante ao crescimento. O crescimento de partículas não ocorre apenas localmente, mas em termos atômicos, a longas distâncias, envolvendo uma diversidade de fenômenos, entre eles a difusão local. A transformação atinge sua conclusão no momento em que a nova fase é formada. A velocidade de crescimento, partindo-se ainda do princípio de que cada partícula pode ser considerada como um esferoide, deve variar com a

raiz quadrada do raio da partícula, tornando-se cada vez menor. Esse fenômeno ocorre devido à continuidade do crescimento, que permite que a partícula incorpore outras partículas que a circundam, diminuindo seu gradiente de composição química. (REDD-HILL, 1982).

Durante a solidificação, os aços inoxidáveis austeníticos passam por transformações de fases difusionais, sendo que a austenita, devido aos efeitos dos elementos gamagêneos não se decompõe. Porém, destacam-se, após a solidificação do mesmo, as transformações adifusionais, responsáveis pela geração de martensita, que dependem de vários fatores, entre eles: Pureza do material; composição química; distribuição e homogeneidade das fases presentes; temperatura; modo, velocidade e quantidade de deformação. (PADILHA; GUEDES, 1994).

Os efeitos da tensão e da deformação, induzindo à formação de martensita nos aços inoxidáveis da série AISI 300 foram identificados por volta da década de 1950. A extensão da transformação depende tanto da temperatura na qual o aço é deformado quanto da deformação plástica aplicada a ele, está diretamente relacionada à quantidade de elementos gamagêneos presentes e pode afetar significante o comportamento mecânico da liga em análise. (HUANG; MATLOCK; KRAUSS, 1989). A dependência da fração volumétrica de martensita induzida por deformação, tanto com a temperatura quanto com a quantidade de deformação é mostrada nas curvas sigmodais da Figura 13:

Figura 13 - Efeito da deformação e da temperatura na transformação martensítica induzida por deformação, para o aço AISI 304



Fonte: HUANG; MATLOCK; KRAUSS, 1989.

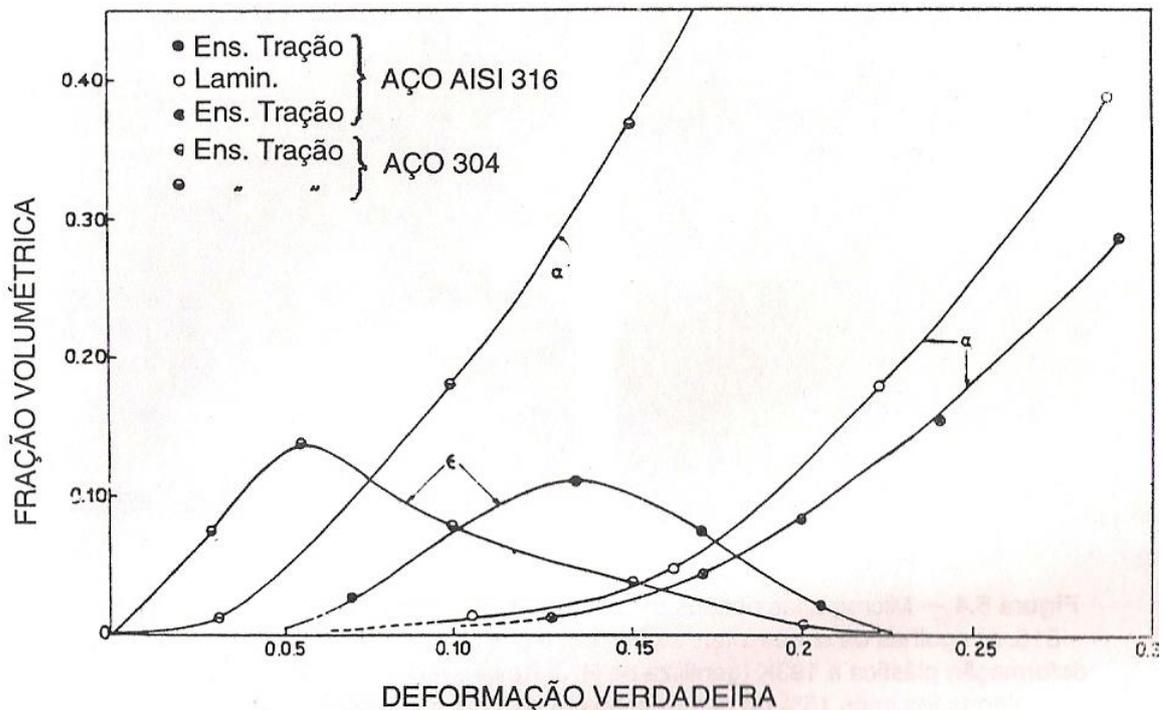
Esse fenômeno, conforme mostrado na Figura 13, é mais pronunciado a baixas temperaturas e tem uma cinética característica. A austenita, cúbica de faces centradas (CFC) dá origem à martensita α' (CCC) e, se a deformação prosseguir, pode surgir martensita \mathcal{E} (HC) (PADILHA; GUEDES, 1994). Porém, Mongonon e Thomas (1970), citados por Tavares et al (2003), defende uma cinética diferenciada: a martensita \mathcal{E} surgiria primeiro, tendo seu pico de formação aos 5% de deformação verdadeira uniforme, sendo estável até um limite de deformação verdadeira da ordem de 20%, ponto no qual a formação de martensita α' começaria a se pronunciar com mais intensidade, aumentando sua fração volumétrica de modo contínuo. (TAVARES et al, 2003). Quando a deformação atuante sob o aço é cisalhante, as bandas de cisalhamento e as interações entre elas atuam como sítios de nucleação. A densidade de discordâncias, de sistemas/falhas de empilhamento e deslizamento e de maclações podem determinar a quantidade de fases que será induzida mediante deformação. Dessa forma, pode-se associar o crescimento de martensita α' a fenômenos de deslizamento e maclação (TOURKI; BARGUI; SIDHOM, 2005; RAMAN; PADMANABHAN, 1994).

Como mencionado, a composição química é um fator determinante da fração volumétrica induzida de martensita. As temperatura de início (M_s) e de fim (M_d) da transformação martensítica podem ser determinadas através de várias equações empíricas, sendo que M_d é cerca de 300°C a 350°C superior a M_s . Em geral, as pesquisas relacionam a CQ do aço ao surgimento da martensita α' ; quanto à \mathcal{E} , os estudos são bem mais raros, sendo constatado que para um teor Ni + Cr superior a 24% a 28%, mesmo para temperaturas de deformação abaixo de -196°C, não há formação dessa fase (PADILHA; GUEDES, 1994).

Como os sítios de maclação e cisalhamento são regiões preferenciais de nucleação de martensita α' , o tamanho de grão, bem como a densidade de discordâncias, podem influenciar na fração volumétrica de martensita formada. A formação simultânea das fases \mathcal{E} e α' , bem como a variedade de fatores que levam à indução das mesmas, pode muitas vezes tornar a compreensão desse fenômeno complexa (TAVARES et al, 2003; PADILHA; GUEDES, 1994). O aço inoxidável AISI 304 apresenta baixa energia de defeitos de empilhamento (EDE), sendo que a deformação (modo, quantidade e/ou taxa) interfere grandemente na nucleação e formação de martensita.

As variações das frações volumétricas das fases \mathcal{E} e α' , de acordo com o grau e/ou modo de deformação podem ser vistas na Figura 14, a qual reafirma a cinética de transformação $\gamma \rightarrow \mathcal{E} \rightarrow \alpha'$ (PADILHA; GUEDES, 1994; FANG; DAHL, 1990).

Figura 14 - Variação das quantidades de martensita α' e ϵ com o grau de deformação para os aços AISI 304 e AISI 316, para diferentes condições.

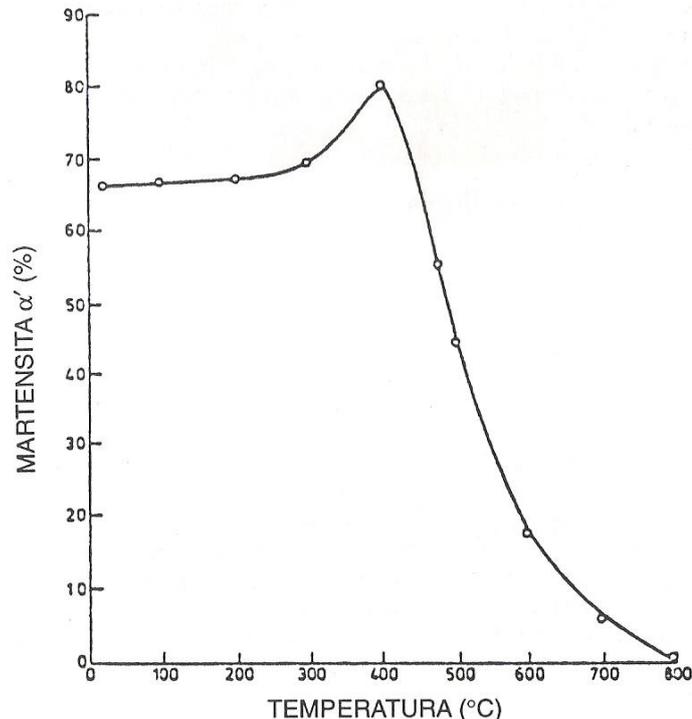


Fonte: PADILHA; GUEDES, 1994 apud MANGONON, P.L.; THOMAS, G., 1970.

A fase ϵ é estável até cerca de 200°C, a α' até cerca de 400°C e as bandas de deformação, até 800°C. Sabe-se que a recristalização e o crescimento de grão são influenciados por inúmeros fatores (COLPAERT, 2008; REED-HILL, 1982), mas pode-se dizer que a reversão de ϵ e α' em γ ocorre entre 300°C e 500°C (PADILHA; GUEDES, 1994; SILVA; MEI, 2010). Para efeitos de esquematização, a estabilidade térmica da martensita α' em função da temperatura pode ser vista na Figura 15.

Embora não sejam endurecíveis por tratamento térmico, os aços inoxidáveis austeníticos podem ser endurecidos por diferentes mecanismos. Em geral, a transformação de fases induzida por deformação é o mais utilizado, por levar a um aumento pronunciado na resistência à tração e no encruamento sofrido pelo aço. Assim, o entendimento não só da transformação de fases, mas de tais mecanismos é base para conciliação de tenacidade, resistência mecânica e à corrosão e conformabilidade.

Figura 15 - Estabilidade térmica da martensita α' em função da temperatura , após 20h de recozimento no aço AISI 304 deformado 50% a frio



Fonte: PADILHA; GUEDES, 1994.

4.3 Mecanismos de endurecimento

A resistência de determinado material pode ser aumentada com o auxílio de vários mecanismos, denominados mecanismos de endurecimento (PADILHA; GUEDES, 1994). Para análise da deformação, os monocristais representam uma condição de estudo ideal, porém tal condição é raramente aplicada aos materiais de Engenharia, seja devido às suas restrições quanto à resistência mecânica à tração ou quanto à sua dificuldade de produção. O que se tem, na verdade, principalmente se tratando de metálicos, são materiais policristalinos, nos quais há efeito restritivo de grãos adjacentes, o que limita a deformação, quando comparada à de monocristais. Tal limitação está inversamente relacionada com a mobilidade das discordâncias e é também determinada pela microestrutura predominante, a qual delimita o número e o tipo de sistemas de deslizamento, a tensão de atrito da rede, o nível mínimo de resistência à tração, entre outros. Além dos fatores intrínsecos, deve-se considerar também aqueles relacionados ao processamento, como: pureza do material, nível e tipo de tensões residuais, tratamentos térmicos, rota de processamento, entre outros (DIETER, 1981; CALLISTER JÚNIOR, 2008; REDD-HILL, 1982).

Assim, a previsão do comportamento mecânico de um metal não pode ser realizada com precisão levando-se em conta apenas um fator. Em termos de contorno de grão, sabe-se que a orientação cristalina sofre grande mudança na passagem de um cristal para outro (DIETER, 1981).

Mesmo grãos individuais, em se tratando de materiais policristalinos, podem submeter-se a diferentes sistemas de tração quando deformados por tração uniaxial, sendo os contornos de grão regiões de maior gradiente de deformação, dado que os sistemas de deslizamento operam mais próximos dessa região, o que favorece maior dureza e resistência mecânica nesses pontos (DIETER, 1981; REED-HILL, 1982).

Compreendendo o conjunto de fatores que podem afetar o comportamento de um material, pode-se trabalhar para a obtenção uma relação ótima entre limite de resistência à tração, dureza e tenacidade. Nesse contexto, pode-se trabalhar com técnicas que visem o chamado endurecimento. Os mecanismos comumente praticados baseiam-se na modificação do material. Pode-se aumentar a densidade de discordâncias ou reduzir sua mobilidade, refinar os grãos do material, promover a precipitação de alguma solução sólida ou a transformação de fases, entre outros (CALLISTER JÚNIOR, 2008; PADILHA; GUEDES, 1994; REED HILL, 1982; DIETER, 1981).

Nos aços inoxidáveis austeníticos, o refino de grão faz-se importante, porém mais em termos de resistência à corrosão que endurecimento (PADILHA; GUEDES, 1994). Tem-se como principal mecanismo de endurecimento para os aços da série AISI 300, a transformação de fases martensítica, induzida por deformação, a qual se associa diretamente ao encruamento. Pode-se também, eventualmente, promover o endurecimento por solução sólida.

4.3.2 Endurecimento pela redução no tamanho de grão

O endurecimento devido aos contornos de grão resulta da interferência conjunta dos deslizamentos que ocorrem no interior de cada grão. Grãos adjacentes têm, em geral, orientações distintas, apresentando um contorno de grão comum. Sob deformação, a movimentação e o deslizamento de discordâncias tende a ocorrer através nessa região comum, sendo ela grande responsável pela deformação heterogênea e pelos deslizamentos múltiplos.

Deve-se destacar que os contornos de grão atuam como obstáculos à movimentação das discordâncias, seja por impelirem a elas uma mudança na direção de movimentação ou por gerarem planos de escorregamento distintos, dificultando o deslizamento. Assim, espera-se

que um material com granulação refinada tenha maior resistência à tração e dureza que outro, de granulação grosseira. Isso é explicado, como já mencionado, devido ao impedimento à movimentação de discordâncias ser maior no material de grão menores, uma vez que esse tem maior área de contornos de grão (CALLISTER JÚNIOR, 2008; DIETER, 1981).

Buscando correlacionar o tamanho de grão à tensão limite de escoamento (LE) com o tamanho médio de grão de um material, Hall e Petch, citados por Callister (2008) e por Dieter (1981), estabeleceram a relação matemática constante na Equação 3:

$$\sigma_0 = \sigma_i + k'D^{-1/2} \quad (3)$$

Tem-se que:

σ_0 : Tensão limite de escoamento;

σ_i : Tensão de atrito que se opõe à movimentação de discordâncias;

k' : Constante que indica a extensão do empilhamento das discordâncias nas barreiras;

D: Diâmetro médio do grão;

Toda formulação empírica tem suas restrições: a equação de Hall-Petch é muito geral, devendo-se atentar para seu uso e condições prévias do material, além da extrapolação de dados. Mas, de maneira geral, prediz o que se espera: a redução do tamanho de grão melhora não apenas as propriedades mecânicas, mas interfere, de maneira geral, aumentando a ductilidade dos metais. O tamanho do grão pode ser regulado através da taxa de solidificação, partindo-se da fase líquida, através de deformação plástica e/ou por intermédio de tratamentos térmicos (DIETER, 1981; CALLISTER JÚNIOR, 2008).

4.3.3 Endurecimento por solução sólida

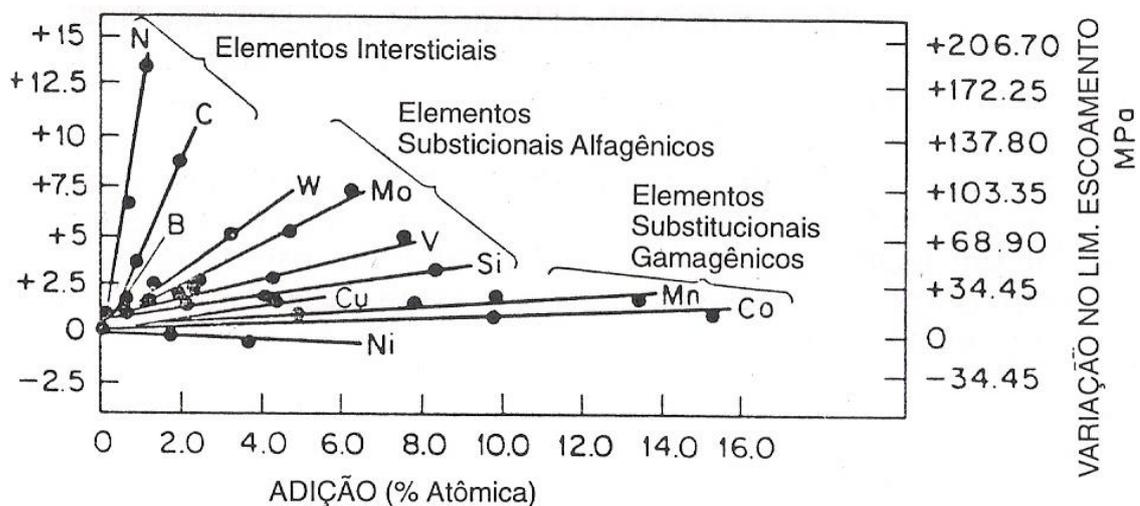
Em geral, as ligas metálicas mostram-se mais resistentes que os metais no estado puro, devido às modificações, normalmente distorcivas, que os novos átomos (tidos como impurezas), causam no reticulado dos átomos hospedeiros vizinhos. A resistência ao escorregamento é maior porque, quando se promove a movimentação de discordâncias e essas são separadas dos átomos de impurezas e/ou dos hospedeiros, a distorção do reticulado torna-

se ainda maior, sendo necessária a aplicação de tensões superiores para que se dê início e depois, continuação à deformação plástica (CALLISTER JÚNIOR, 2008).

Cada metal possui estrutura atômica e parâmetros de rede típicos, sendo que o endurecimento varia diretamente com a diferença de tamanho de átomos de soluto e de solvente, ou com alterações nos parâmetros dos reticulados (DIETER, 1981).

No caso dos aços inoxidáveis austeníticos, os elementos que ocupam posições intersticiais na rede cristalina da austenita são os que causam endurecimento mais perceptível. Cita-se nitrogênio (N) e carbono (C). Após, pode-se dizer que os elementos que têm maior diferença de raio atômico e/ou valência, embora tenham restrições quanto à solubilidade, causam endurecimento significativo. Uma alternativa amplamente praticada nos aços inoxidáveis é a adição de teores de até 0,4% de N, o que permite se alcançar, à temperatura ambiente, valores de tensão limite de escoamento superiores a 500 MPa, mantendo-se uma elevada ductilidade. (PADILHA; GUEDES, 1994). Uma representação esquemática dos efeitos de diversos elementos no endurecimento por solução sólida da Austenita pode ser vista na Figura 16:

Figura 16 - Efeito de diversos elementos no endurecimento por solução sólida da Austenita



Fonte: PADILHA; GUEDES, 1994.

4.3.4 Endurecimento por transformação martensítica

A transformação de austenita em martensita ocorre de maneira adifusional, envolvendo cisalhamento do reticulado cristalino e é um dos mecanismos de endurecimento mais praticados em ligas ferrosas, as quais apresentam, por esse mecanismo, um efeito de aumento de resistência mecânica pronunciado. A elevada dureza da martensita dá-se devido ao grande

número de barreiras para movimentação das discordâncias, geradas por restrições ao deslizamento advindas da estrutura de maclas, as quais possuem grande densidade de discordâncias (DIETER, 1981). A martensita pode ser gerada através do tratamento térmico de têmpera ou, sob determinadas condições, por deformação plástica (CHIAVERINI, 2012).

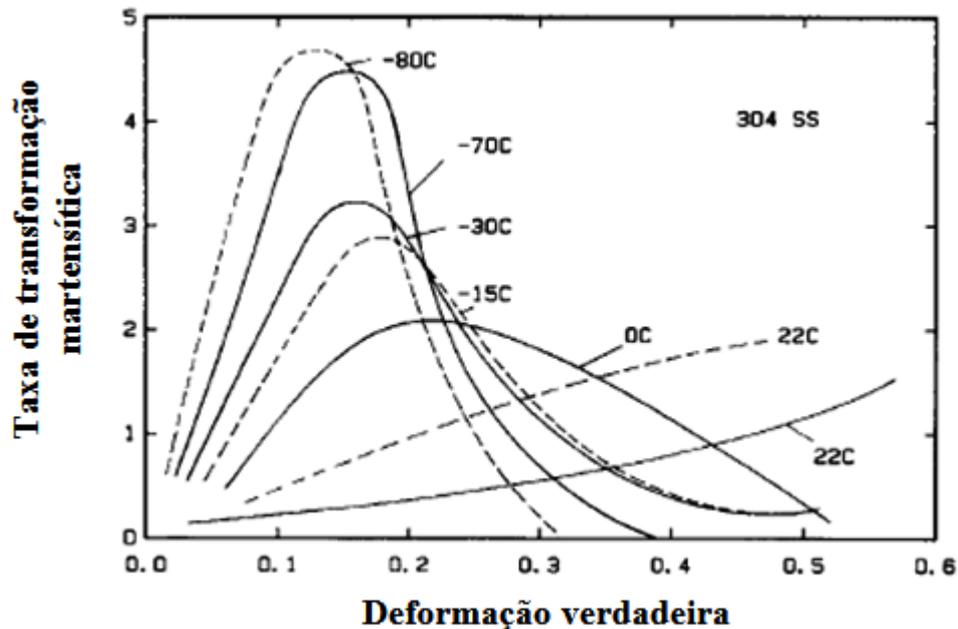
Os aços inoxidáveis austeníticos, apesar de não serem endurecíveis por tratamentos térmicos, possuem uma elevada capacidade de endurecimento por transformação martensítica sob deformação, principalmente se o teor de elementos gamagêneos não for elevado, permitindo a transformação de fases da austenita. Tal fenômeno é mais pronunciado se a deformação ocorre a baixas temperaturas (FANG; DAHL, 1990). O comportamento mecânico do aço inoxidável AISI 304 é grandemente influenciado pela instabilidade da austenita mediante deformação, sendo observado um rápido endurecimento a temperaturas críticas abaixo da de fim da transformação martensítica.

Nota-se a influência da CQ não apenas na estabilização da fase γ , como também na diminuição e/ou aumento da energia de defeitos de empilhamento (EDE), os quais são sítios preferenciais de nucleação da fase α' ; assim, a depender dos elementos químicos presentes e do teor dos mesmos, pode-se aumentar a densidade de discordâncias e o número de contornos de macla, bem como atingir valores críticos de EDE, permitindo aumento na fração volumétrica de martensita formada (BAYERLEIN; CHRIST; MUGHRABI, 1988; RAMAN; PADMANABHAN, 1994).

Em determinadas condições de carregamento, a transformação martensítica é responsável por dominar os processos de deformação, principalmente a baixas temperaturas, devido ao grande endurecimento causado pela formação da mesma, o qual pode aumentar significativamente a tensão limite de resistência à tração (LRT), mas gerar perdas consideráveis na ductilidade.

O endurecimento devido à formação de martensita é influenciado não apenas pela temperatura, como também pela quantidade de deformação imposta ao aço (REED-HILL, 1982). Um bom parâmetro que pode correlacionar esses fatores é descrito como sendo a taxa de transformação. Um gráfico que relaciona a taxa de transformação martensítica à deformação verdadeira, sob diferentes temperaturas, para uma chapa de aço inoxidável AISI 304 pode ser visto na Figura 17 (HUANG; MATLOCK; KRAUSS, 1989).

Figura 17 - Efeito da deformação e da temperatura na taxa de transformação martensítica para chapas de aço inoxidável AISI 304



Fonte: HUANG; MATLOCK; KRAUSS, 1989.

Pode-se estabelecer uma relação matemática, conforme Equação 4, entre o aumento da LRT gerado por transformação martensítica, segundo Pickering (1976), citado por Milad et al (2008):

$$\sigma_{LRT} = 15,4. \{ \sigma_c + 12,00 + 0,82.(\%M) \} \quad (4)$$

Na qual:

σ_{LRT} = Tensão limite de resistência à tração [MPa]

σ_c = Tensão limite de resistência à tração, do material em bruto, sem deformação prévia [MPa];

%M = Percentual de martensita induzida por deformação;

Esse é o método mais comum utilizado para aumento da resistência em aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis, uma vez que a constante limite de resistência à tração da austenita chega a 730 MPa, enquanto a da martensita α' pode atingir valores da ordem de 4500 MPa. Embora se ganhe bastante em dureza e resistência mecânica, perde-se consideravelmente em

ductilidade á medida que a fração volumétrica da fase α' aumenta. Assim, deve-se buscar uma relação ótima entre quantidade, modo e taxa de deformação, para que se obtenha uma boa proporção entre as fases presentes, conciliando resistência mecânica, tenacidade e conformabilidade (TOURKI; BARGUI; SIDHOM, 2003). É importante lembrar que tal mecanismo relaciona-se também com a estrutura trabalhada a frio e, logo, com o encruamento.

4.3.5 Encruamento

O encruamento pode ser atribuído à interação de discordâncias com outras discordâncias e com barreiras que impeçam sua movimentação ao longo do reticulado cristalino. À medida que se aumenta a densidade de discordâncias, a movimentação é restringida, sendo necessária maior tensão para deformação do material. Assim, o encruamento é comumente utilizado como prática para melhoria das propriedades mecânicas durante os processos de fabricação (DIETER, 1981; CALLISTER JÚNIOR, 2008).

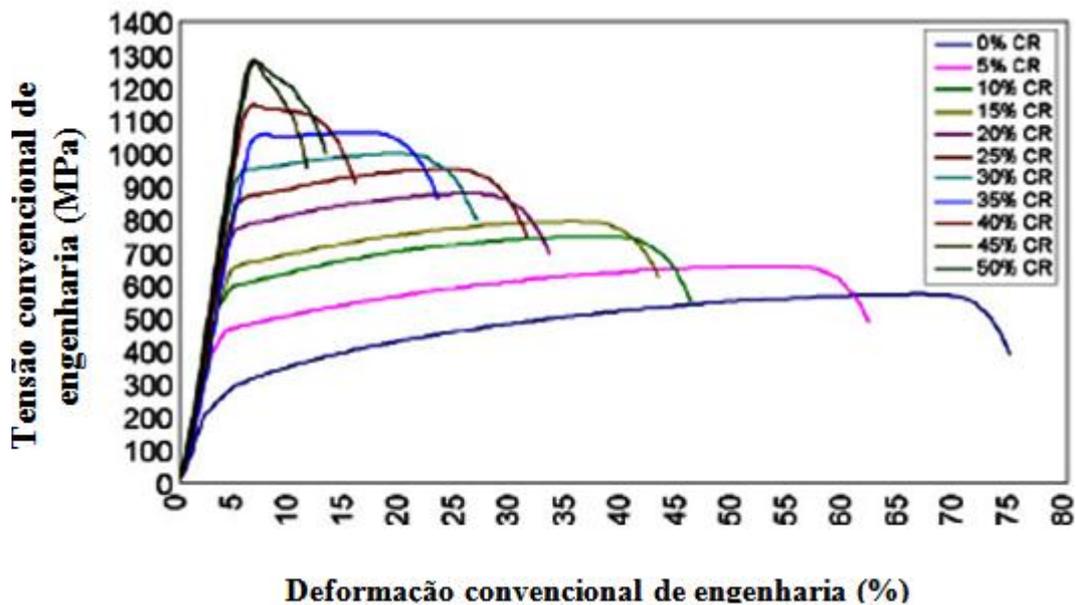
O número de discordâncias pode ser aumentado durante a deformação plástica, promovendo um novo estado de tensões internas. Para fins de comparação, um material no estado recozido tem de 10^6 a 10^8 discordâncias por centímetro quadrado; já após considerável deformação plástica, esse número pode chegar a 10^{12} discordâncias por centímetro quadrado (DIETER, 1981).

Diferentes rotas de processamento podem ser seguidas, objetivando o controle do encruamento sofrido pelo material. As principais baseiam-se no trabalho a frio, principalmente em etapas de conformação mecânica, como laminação, por exemplo. Costuma-se associar a deformação/ redução à frio (ou, em inglês, *cold reduction* – CR) à tensão limite de resistência à tração (LRT) obtida pelo material e ao encruamento sofrido pelo mesmo. Um gráfico que relaciona a tensão convencional de engenharia à deformação convencional de engenharia, para diferentes reduções de área a frio, numa única direção, pode ser visto na Figura 18. Através dele, fica evidente que quanto maior a quantidade de trabalho, maior será a redução de área e, por consequência, o encruamento. Assim, maior será o ganho de resistência, porém, a perda de tenacidade também é elevada.

Assim como no endurecimento por transformação martensítica, embora se ganhe muito em resistência mecânica, há perda significativa de tenacidade (MILAD et al, 2008) e os efeitos do encruamento podem ser “perdidos” após a realização de operações de trabalho a

quente (como soldagem, por exemplo) ou de tratamentos térmicos (como recozimento), pois pode-se promover os fenômenos de recristalização e crescimento de grão (CHIAVERINI, 2012; SILVA; MEI, 2010; CALLISTER JÚNIOR, 2008).

Figura 18 - Curva tensão convencional de engenharia de amostras de aço inoxidável AISI 304 para diferentes percentuais de redução a frio



Fonte: MILAD et al, 2008

Há diversas maneiras de se prever o comportamento do material mediante deformação, bem como sua susceptibilidade de endurecimento, no que se refere ao encruamento. Uma das, relações, representada na Equação 5, é a equação de Hollomon:

$$\sigma = K \cdot \epsilon^n \quad (5)$$

Tem-se que:

K = Constante de resistência do material

σ = Tensão a qual o material está submetido [MPa];

ϵ = Deformação a qual se submete o material;

n = Expoente de encruamento;

Essa equação prediz que o encruamento de um material pode ser calculado por meio do expoente de encruamento (n), o qual é calculado através da traçagem de uma curva de potência que relaciona os valores de tensão verdadeira e deformação verdadeira,

correspondidos acima do início do escoamento, em geral 0,1 ou 10%. A equação encontrada tem como índices K e n. (DIETER, 1981; LOPES, 2009). Mas, para o aço inoxidável AISI 304, o qual possui sensibilidade à taxa e ao modo de deformação, pode-se fazer uma adaptação na equação de Hollomon (HUANG; MALTLOCK; KRAUSS, 1989) obtendo-se a Equação 6:

$$\sigma = K \cdot \underline{\varepsilon}^m \cdot \varepsilon^n \quad (6)$$

Na qual:

ε = Deformação verdadeira;

m = Coeficiente de sensibilidade á mudança na taxa de deformação;

O valor de m pode ser determinado através da Equação 7:

$$m = d [\ln (\sigma)] / d [\ln (\underline{\varepsilon})] = \ln (\sigma_2/\sigma_1) / \ln (\underline{\varepsilon}_1/\underline{\varepsilon}_2) \quad (7)$$

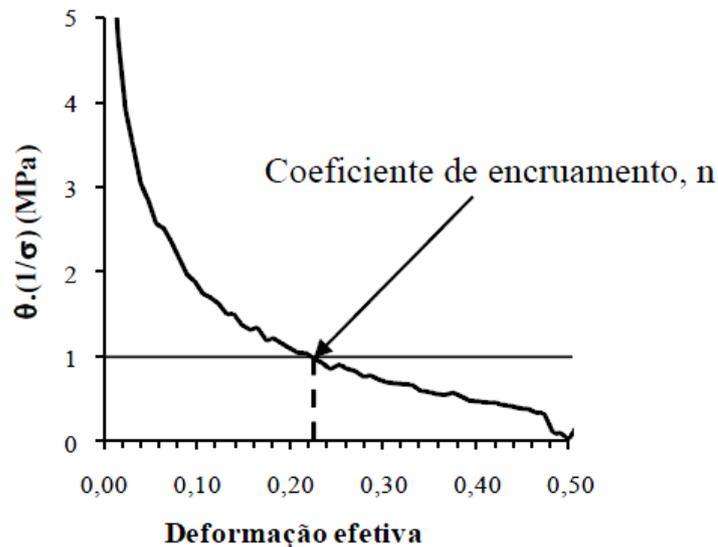
Na qual:

σ_2, σ_1 referem-se a tensões num dado intervalo;

$\underline{\varepsilon}_1$ e $\underline{\varepsilon}_2$ referem-se a taxas de deformação no mesmo intervalo no qual foram analisadas as tensões;

Por fim, pode-se utilizar, o critério de Zandrahimi (LOPES, 2009 apud ZANDRAHIMI et al, 1989). Esse critério considera que a instabilidade plástica tem início quando a taxa de encruamento normalizada que consiste na multiplicação da taxa de encruamento, $d\sigma/d\varepsilon$, pelo inverso da tensão é inferior à unidade. Assim, o expoente de encruamento refere-se ao valor da deformação efetiva em tal ponto. Um gráfico esquematizando esse processo pode ser visto na Figura 19:

Figura 19 - Descrição do critério de Zandrahimi para determinação do coeficiente de encruamento, n



Fonte: LOPES, 2009.

Pode-se perceber então que há diversos fatores que podem influenciar no encruamento sofrido por um material, destacando-se: temperatura, transformação de fases, taxa e modo de deformação (HUANG; MATLOCK; KRAUSS, 1989). Trata-se de um fenômeno complexo, o qual, como mostrado, possui diversas abordagens, mas é de fundamental importância, seja na determinação das propriedades mecânicas ou na conformabilidade do aço inoxidável AISI 304.

4.4 Processamento mecânico

4.4.2 Laminação

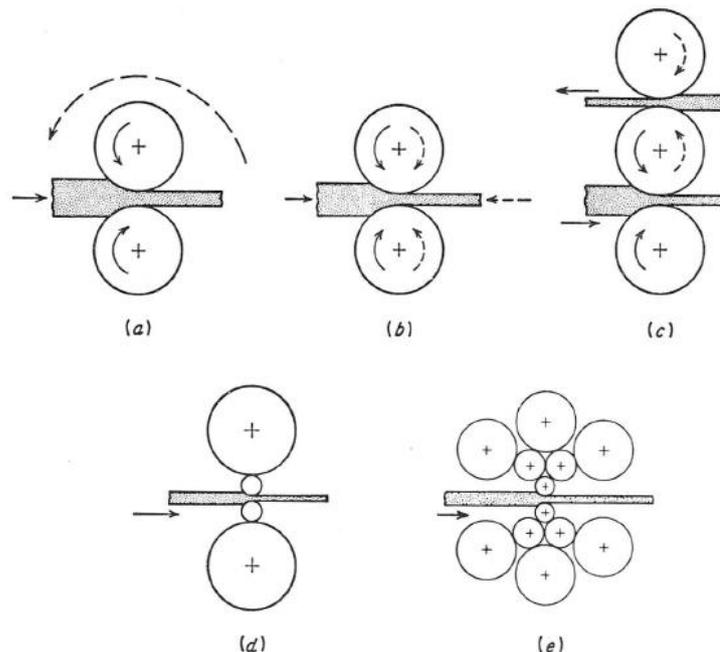
Trata-se do processo de conformação mais amplamente utilizado (CALLISTER JÚNIOR, 2008). Consiste na passagem da peça metálica por entre dois rolos (cilindros de laminação), objetivando-se uma redução na área da seção transversal, com bom controle dimensional e produtividade (CETLIN; HELMAN, 2005). Na laminação o material é submetido a tensões compressivas altas e a tensões cisalhantes superficiais, sendo as forças de atrito responsáveis pelo agarramento e pelo puxamento do material (DIETER, 1981).

A redução de área desejada geralmente não é obtida em único passe, sendo necessários vários passes, os quais variam de acordo com o material de origem e as dimensões finais

requeridas. Normalmente o processo se inicia com um lingote fundido e tem como principal objetivo, seja o processo conduzido a quente ou a frio, a redução da espessura do material (DIETER, 1981; CETLIN; HELMAN, 2005).

Na laminação existem variadas disposições dos cilindros. Um laminador pode ser visto como um dispositivo composto por rolos laminadores, mancais, uma carcaça (gaiola) para fixação e um motor para fornecimento de potência e controle da velocidade de rotação, determinante da velocidade de condução do processo. Pode-se utilizar uma diversidade de conjuntos de cilindros de laminação, seja para poder se obter reduções de área maiores ou para evitar o problema de flexão dos cilindros de trabalho (DIETER, 1981; CETLIN; HELMAN, 2005). A classificação mais comum se dá em função do número de rolos montados no conjunto, saber, conforme mostrado na Figura 20: duo (a) e duo reversível (b), com dois cilindros; trio (c), com três; quádruplo (d), com quatro; ou agrupado (e), com mais de quatro cilindros, com disposição variada.

Figura 20 - Arranjos típicos de rolos para laminadores

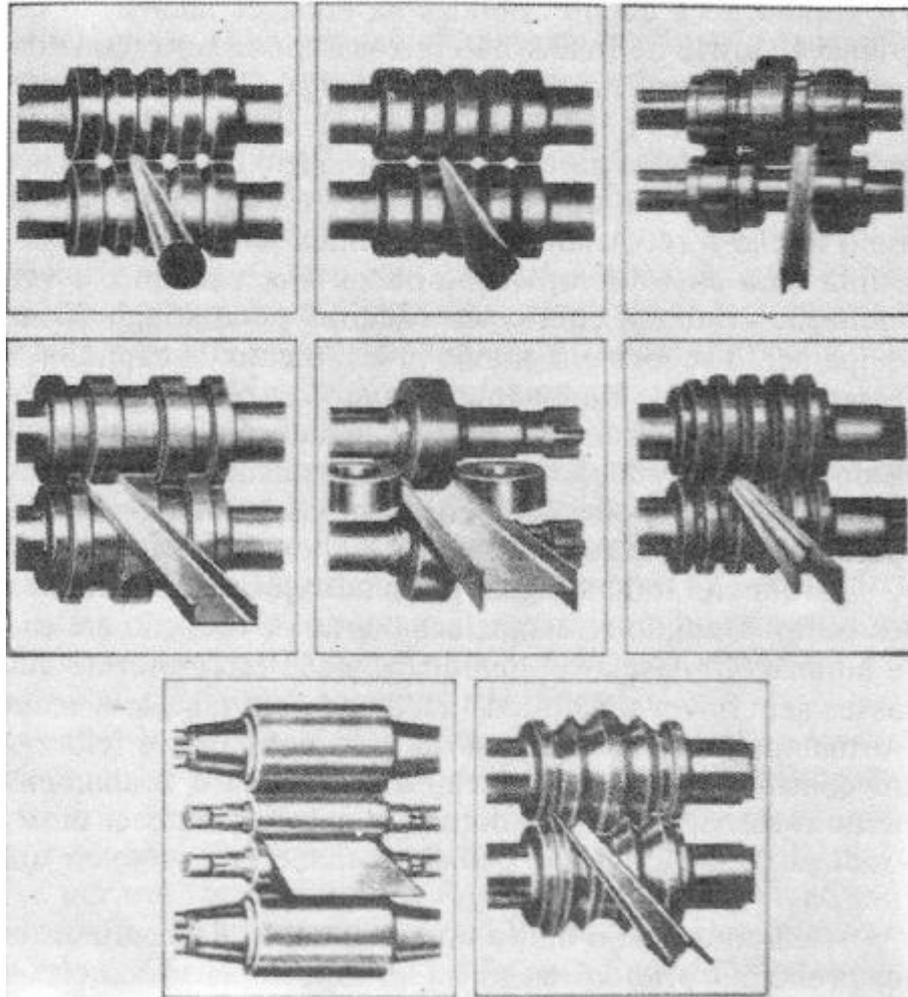


Fonte: DIETER, 1981.

Os cilindros de laminação são de aço fundido ou forjado, ou ferro fundido, coquilhado ou não, compostos de três partes principais: mesa (local onde se realiza a laminação); pescoços (local onde se encaixam os mancais) e trevos ou garfos de acionamento. Classificam-se os produtos laminados em planos (chapas, tiras, etc...) e não planos (barras, cantoneiras, trilhos, etc...). No caso de não planos, a laminação é realizada com cilindros dotados de canais. (...). A

produção de não planos difere-se da de planos, por ser a seção transversal reduzida em duas direções, embora se comprima o material em apenas uma (CETLIN; HELMAN, 2005; DIETER, 1981). Um laminador de barras e perfis pode ser visto na Figura 21:

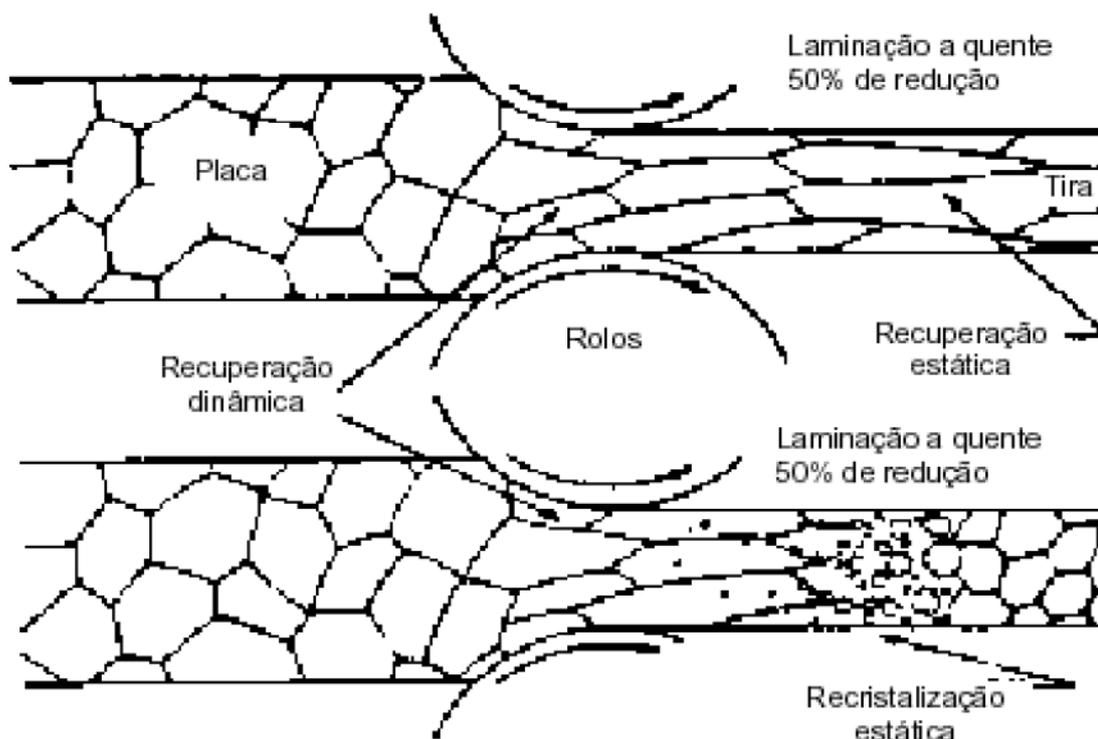
Figura 21 - Laminação de barras e perfis estruturais



Fonte: DIETER, 1981.

A laminação pode ocorrer a quente ou a frio, sendo a diferença básica entre ambas a temperatura do material que está sendo laminado: a quente trabalha-se numa temperatura acima ou igual à denominada temperatura crítica, na qual há recristalização e crescimento de grão, tendo-se equilíbrio entre o endurecimento (encruamento) e a redução de dureza (recuperação/recristalização); a frio, trabalha-se com valores de temperatura de até 30% da temperatura de fusão do material (CALLISTER JÚNIOR, 2008; REED-HILL, 1982). Um esquema representativo dos fenômenos de recuperação e recristalização no processo de laminação a quente pode ser visto na Figura 22:

Figura 22 - Alteração da microestrutura na laminação a quente de aços



Fonte: COSTA, 2011.

A primeira operação de transformação dos materiais é comumente realizada a quente. Em geral, ocorre no laminador desbastador, conhecido como laminador de blocos, placas ou lingotes. Visa-se a transformação dos lingotes fundidos em blocos ou placas primárias, para posterior acabamento, via trabalho a frio, em chapas, tiras e folhas. Faz-se necessária quando as reduções de espessura são elevadas, o que exige grande carga de deformação, a qual é reduzida pelo fato dos materiais em geral terem diminuição no módulo de suas propriedades mecânicas (DIETER, 1981).

Quanto à laminação a frio, essa é usada para produção de folhas e tiras com acabamento superficial e tolerâncias dimensionais mais restritas se comparado à laminação a quente. O encruamento pode ser elevado, sendo essa etapa muitas vezes utilizada para determinação das propriedades mecânicas finais da peça/componente. Em geral trabalha-se já com produtos semiacabados e a redução de área atingida pode ser de 5% a 90% (DIETER, 1981).

As etapas que envolvem ambos os processos são similares e podem variar de acordo com o quadro de instrumentos e o trem de laminação (conjunto de cilindros) disponível, distinguindo-se principalmente no que diz respeito à tecnologia/procedimento de aquecimento do material. Para título de visualização e esquematização, uma ilustração do processo de laminação de tiras a quente realizado pela Usiminas pode ser vista na Figura 23:

Figura 23 - Ilustração do fluxograma do processo de laminação de tiras a quente realizado pela Usiminas

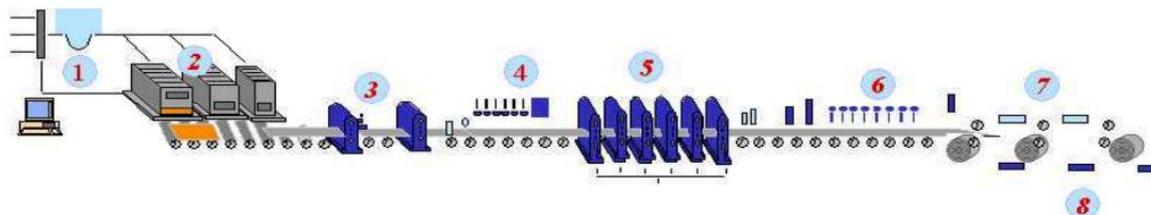


Diagrama da linha de tiras a quente da Usiminas: (1) pátio de placas; (2) fornos de reaquecimento; (3) laminadores desbastador e esboçador; (4) conservador de calor; (5) laminador acabador; (6) sistema de resfriamento; (7) bobinadeiras e (8) inspeção intermediária.

Fonte: TEIXEIRA; JOTA; TEIXEIRA, 2007.

Independente do processo de laminação pode-se dizer que o material laminado é submetido a esforços compressivos, trativos (a frente e á ré), cisalhantes e de atrito, além de poder, devido á flexão dos cilindros de laminação, submeter-se a diferentes deformações ao longo de sua extensão, gerando distribuição heterogênea de deformações.

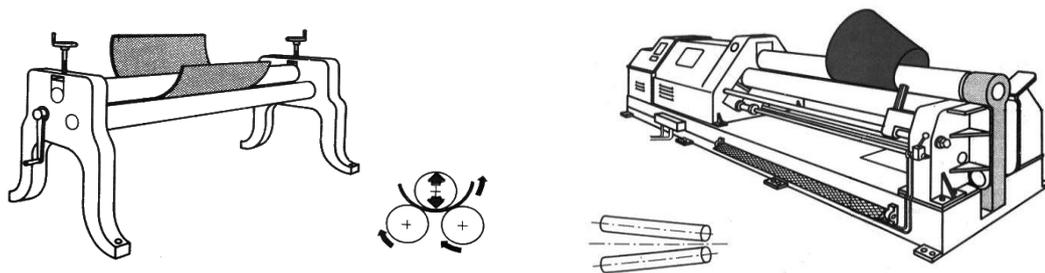
Dessa forma, os ensaios de cisalhamento e tração, sob diferentes parâmetros e condições, podem ser usados para simular os esforços aos quais um material que passou por essa etapa de conformação sofre.

4.4.3 Calandragem

À operação mecânica utilizada para o curvamento de chapas dá-se o nome de calandragem. Para tal, utiliza-se a calandra, dispositivo composto de um conjunto de rolos/cilindros, com movimento giratório e pressão regulável, de modo similar à laminação. O movimento dos cilindros é feito por engrenagens, as quais giram e impelem força de acordo com a geometria, dimensões e parâmetros metalúrgicos do material calandrado. Em geral, trata-se de uma operação realizada a frio.

As calandras podem ser: manuais, quando a produção é limitada a pequenas quantidades e a espessura da chapa a ser conformada não passa de 2,5 mm e não há necessidade de grande controle dimensional; ou automatizadas/motorizadas, podendo calandrar chapas de até 40 mm de comprimento, com maior controle da deformação e das dimensões / dobramento empregados à chapa (PEREIRA, 2012). Essas calandras podem ser vistas na Figura 24, a qual traz à esquerda uma calandra manual e á direita, uma motorizada.

Figura 24 - Calandras manual e automática



Fonte: PEREIRA, 2012.

As calandras podem ser utilizadas para dobramento de chapas, como etapa posterior à estampagem, na fabricação de tubos com costura. Para tal, os equipamentos utilizados podem ter de dois a quatro rolos, facilitando a deformação e o controle do processo. O volume e a massa do metal são conservados e o processo tem como vantagens redução de desperdícios de material, facilidade e rapidez de execução, além de poder servir como etapa delimitante das propriedades mecânicas do material, devido ao encruamento gerado no processo a frio (PEREIRA, 2012). A chapa a ser calandrada é introduzida na calandra, que pode ser constituída de três ou quatro rolos, paralelos uns aos outros, conforme pode ser visto na Figura 25. O material que passa por tal processo submete-se a esforços compressivos, de cisalhamento e de atrito, similarmente à laminação.

Figura 25 - Calandra de chapas de três rolos



Fonte: PEREIRA, 2012.

4.5 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO

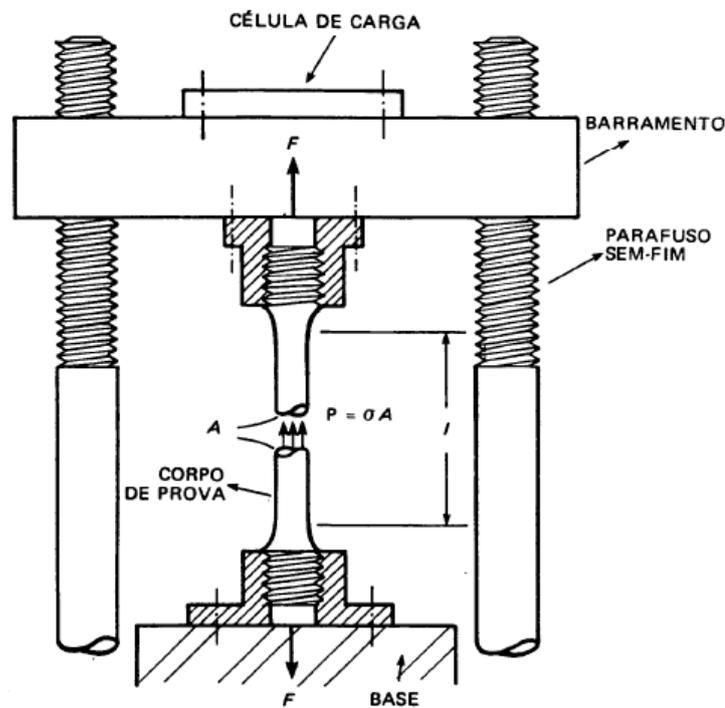
Faz-se fundamental a determinação e compreensão das várias propriedades de um material, para que o projeto tenha sucesso e não ocorram falhas. As propriedades dos materiais podem ser analisadas mediante a realização de cuidadosos ensaios laboratoriais, segundo normas internacionais da Sociedade Americana de Testes e Materiais – *American Society for Testing and Materials* (ASTM) (CALLISTER JÚNIOR, 2008). Pode-se fazer uso de ensaios destrutivos, para avaliação das propriedades mecânicas de um material e/ou de não destrutivos, os quais visam a análise microestrutural e/ou averiguação de não conformidades (SILVA; MEI, 2010). Os ensaios mecânicos podem ser utilizados para controle e monitoramento da produção, inspeção de produtos ou mesmo avaliação de novos materiais (SOUZA, 1982). Para a medição das propriedades mecânicas de um determinado material deve-se atentar para: orientação em relação á direção de maior trabalho (anisotropia, por exemplo); distância de superfícies livres (as quais influenciam no resfriamento do material); posição em relação ao lingote ou produto, entre outros (SILVA; MEI, 2010).

4.5.2 *Ensaio de tração*

Um dos ensaios mecânicos mais utilizado e comum é o de tração uniaxial, seja por sua capacidade de mensurar as propriedades mecânicas de um material de forma direta, seja por sua praticidade e rapidez de execução (CALLISTER JÚNIOR, 2008; SOUZA, 1982).

Seu princípio de execução baseia-se no fato de que, sob a aplicação de uma força um corpo tende a se deformar no sentido de aplicação dessa força. É padronizado, para materiais metálicos, segundo as normas ASTM E8 e ASTM E8M: “Métodos padrões de ensaio para testes de tração em materiais metálicos”. Para execução dos testes, com base na norma, utilizam-se corpos de prova com dimensões específicas e padronizadas, que podem variar de acordo com o material ensaiado. Prende-se o corpo de prova nas duas extremidades do equipamento/máquina de ensaios e aplica-se um esforço trativo no material, geralmente até sua ruptura. Assume-se que, até momentos antes da ocorrência da falha, os esforços aplicados se distribuem de modo homogêneo ao longo do comprimento útil do corpo de prova (SOUZA, 1982; CALLISTER JÚNIOR, 2008; DIETER, 1981), conforme está esquematizado na Figura 26:

Figura 26 - Esquema de realização do ensaio de tração uniaxial



Fonte: PADILHA, 1997.

Como mesmo para materiais similares, os valores de força aplicados até a ruptura do mesmo podem variar de acordo com as dimensões do material deformado, os resultados se dão não em função da força aplicada, mas da razão entre a força trativa aplicada (F) e a área da seção transversal do corpo tracionado. Para medição precisa da tensão e da deformação, seriam necessárias medições instantâneas da carga aplicada e da área da seção transversal do corpo de prova, interrompendo-se a execução do ensaio a todo instante. Dessa forma, convencionou-se que a área utilizada para fins de cálculo seria somente a inicial (CALLISTER JÚNIOR, 2008; DIETER, 1981). Assim, tem-se que a tração aplicada a um material (σ) pode ser dada pela Equação 8:

$$\sigma = F/A_0 \quad (8)$$

Na qual:

σ = Tração convencional (de engenharia) [MPa];

F = Carga aplicada ao material [N];

A_0 = Área inicial da seção transversal do corpo de prova [m^2];

Assim como a força aplicada ao material pode mudar de acordo com suas dimensões, seu alongamento/deformação também varia. E, tal qual a área da seção transversal, muda a cada instante. Assim, a deformação sofrida por um corpo de prova em tração foi convencionada em função apenas do comprimento inicial e não instantâneo, tendo-se como resultado a Equação 9:

$$e = \Delta l / l_0 = (l_f - l_0) / l_0 \quad (9)$$

Na qual:

e = Deformação convencional (de engenharia);

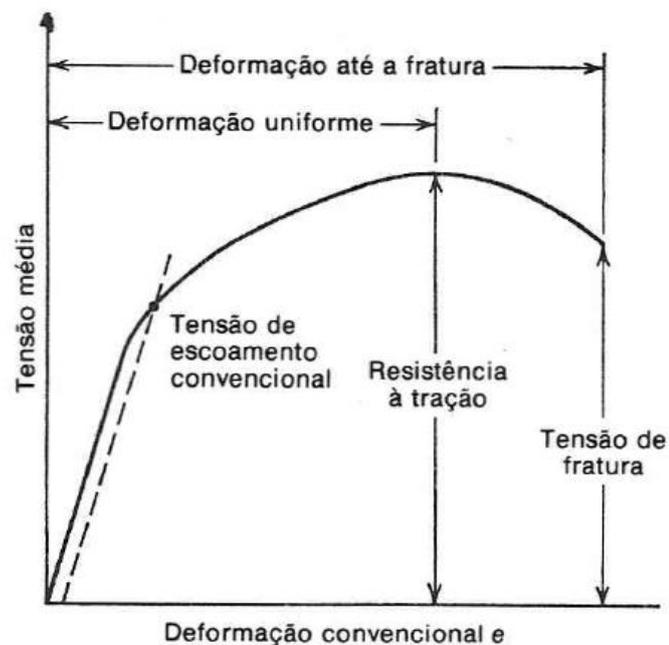
Δl = Variação do comprimento [mm];

l_0 = Comprimento inicial [mm];

l_f = Comprimento final [mm];

Os resultados obtidos podem ser expressos através da traçagem de uma curva tensão convencional (σ) X deformação convencional (e), conforme pode ser visto na Figura 27:

Figura 27 - Curva Tensão convencional X Deformação convencional esquemática



Fonte: DIETER, 1981

Através da curva traçada, podem-se obter parâmetros de resistência mecânica e ductilidade de um material. Os que serão posteriormente avaliados na execução do trabalho prático são (DIETER, 1981; CALLISTER JÚNIOR, 2008; SOUZA, 1982):

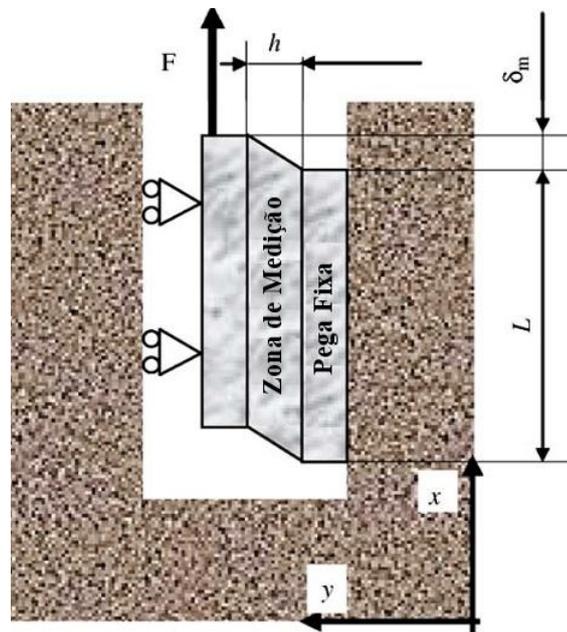
- a) Limite de escoamento (LE) ou Tensão de escoamento convencional: Valor de tensão máximo que pode ser aplicado ao material ainda no regime elástico. Determinado através da traçagem de uma reta paralela à de escoamento, no ponto de deformação 0,02 (reta tracejada da Figura 27);
- b) Limite de resistência à tração (LRT): Tensão máxima suportada pelo material antes de sua falha. Corresponde ao valor máximo de tensão registrado no gráfico;
- c) Alongamento uniforme (AU): Corresponde ao alongamento sofrido pelo material até atingir seu LRT. Corresponde ao valor de deformação encontrado com a traçagem de uma reta paralela à reta de regime elástico do material (reta tracejada na Figura 27), rebatida no ponto de carga máxima (LRT) do material;

4.5.3 *Ensaio de cisalhamento*

Como mencionado, os processos de conformação podem envolver sequências e rotas de deformação complexas, aumentando a anisotropia do material conformado, além de gerar distribuição heterogênea de deformação (BOUVIER et al, 2005). Há duas maneiras de se determinar a resistência de um material mediante ao cisalhamento, visando simular o comportamento do material mediante imposição de condições severas de deformação: o ensaio de torção (TAVARES et al, 2003) ou o de cisalhamento puro, em geral por técnica planar simples (CALLISTER JÚNIOR, 2008; MARINHO JÚNIOR, 2013; LOPES, 2009; BOUVIER et al, 2006). Esse último, por melhor indicar as condições de esforços complexos impostos a materiais conformados, principalmente em estampagem, é mais utilizado, segundo Rauch (1998), citado por Lopes (2009) e pelos autores Bouvier et al (2006).

Há vários dispositivos utilizados para medição da resistência ao cisalhamento, sendo o primeiro desenvolvido por Miyauchi. Em geral, tem-se ao menos uma parte rígida e outra que, em relação à parte rígida, move-se paralelamente, produzindo as deformações cisalhantes, conforme pode ser visto na Figura 28, na qual L e h, são, respectivamente, o comprimento do corpo de prova e a área útil cisalhada e δ_m o deslocamento relativo às duas peças, a fixa e a móvel:

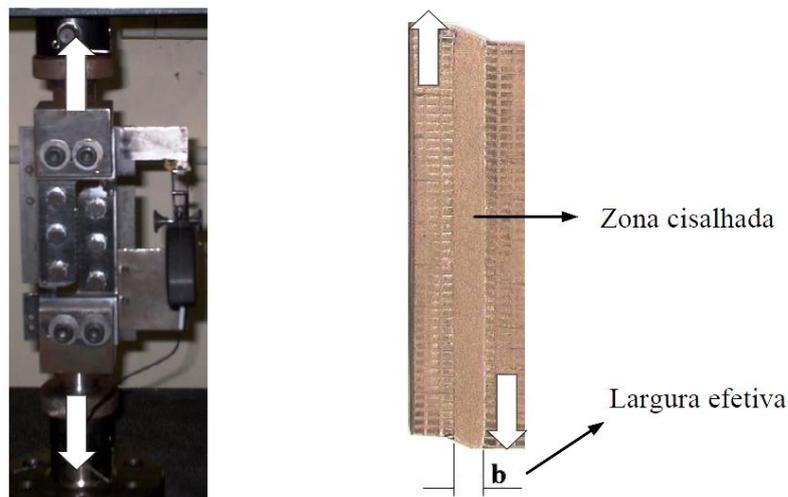
Figura 28 - Representação esquemática do teste de cisalhamento proposto por Miyauchi.



Fonte: BOUVIER et al, 2006.

O equipamento que será utilizado para realização dos ensaios práticos posteriores, consiste basicamente de duas partes rígidas, sujeitas a um movimento paralelo (LOPES, 2009). O aspecto dos corpos de prova após a execução do ensaio, bem como o dispositivo que será utilizado podem ser visto na Figura 29:

Figura 29 - Equipamento utilizado para realização do ensaio de cisalhamento planar simples (à esquerda) e aspecto de corpo de prova após execução do ensaio.



Fonte: LOPES, 2009.

Consiste de uma etapa determinante da confiabilidade do ensaio a medição da deformação cisalhante, a qual pode ser medida através de marcações nos corpos de prova, que são fotografados quando do término do ensaio. Pode-se usar também extensômetros, angulares e/ ou rotativos, com os devidos cuidados e aproximações. Negligenciando-se as deformações compressivas nas extremidades do corpo de prova, bem como os efeitos da fixação na máquina de ensaios, pode fazer uso da Equação 10: (BOUVIER et al, 2006):

$$\tau = F/A_0 \quad (10)$$

Na qual:

τ = Tensão cisalhante convencional média [MPa];

F = Força (carga) cisalhante aplicada [N];

A_0 = Área inicial do corpo de prova [mm²];

Para medição da deformação cisalhante convencional, são feitas várias aproximações, com base nos tensores tensão e no critério de escoamento de Von Mises, tendo-se de levar em conta a razão entre o comprimento L do corpo de prova e seu comprimento h efetivamente cisalhado (BOUVIER, et al, 2006). Assim, formula-se q Equação 11:

$$\gamma = \delta_m/h \quad (11)$$

Na qual:

γ = Deformação cisalhante convencional média;

δ_m = Deslocamento relativo às duas pegas [mm];

h = Comprimento da área útil cisalhada (largura efetiva) [mm];

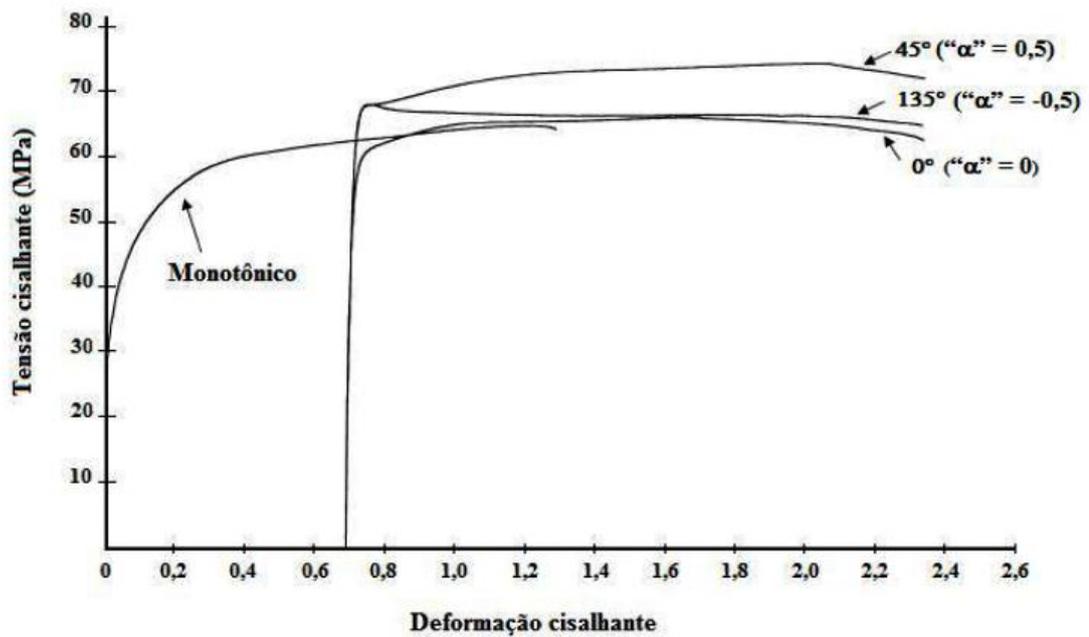
Deve-se também garantir a maior homogeneidade possível na distribuição de tensões e deformação do corpo de prova, além de se atentar para fixação do mesmo na máquina, evitando trincas e efeitos do sistema de “aperto” (BOUVIER et al, 2006; LOPES, 2009). Apresenta, como todas as técnicas de ensaio, restrições, mas tem vantagens em relação, por exemplo, ao ensaio de tração: os corpos de prova são, em geral, mas simples de serem

confeccionados; permite a análise direta de efeito Baushinger, mediante inversão da direção de carregamento; possibilidade de se atingir grande deformação plástica homogênea, etc... (LOPES, 2009).

Os resultados podem ser expressos através da traçagem de curva semelhante à do ensaio de tração, que traz no eixo das ordenadas a tensão cisalhante média convencional (τ), e no das abscissas, a deformação cisalhante média convencional (γ). O ensaio pode ser realizado após a execução de técnicas de processamento anterior, como laminação, calandragem, tração, entre outras, além de poder atuar como etapa anterior à execução de outro teste ou operação de conformação/processamento, avaliando a influencia da rota de processamento nas propriedades mecânicas do material.

Uma curva de cisalhamento, referente à execução de amostras retiradas de um lote após a realização de laminação, em diferentes ângulos em relação de direção de laminação (0° , 45° e 135°), sob uma deformação de laminação corrigida com base no critério de escoamento de von Mises de aproximadamente 0,4, conforme pode ser vista na Figura 30:

Figura 30 - Curvas tensão cisalhante e deformação cisalhante para material com e sem deformação prévia por laminação.



Fonte: LOPES, 2009.

4.5.4 Difração de Raios-X (DRX)

Os raios-X foram descobertos em 1895, por Roentgen. Devido à sua capacidade de penetração, mesmo que na época suas propriedades específicas não fossem bem conhecidas, já eram utilizados como técnica de análise por penetração. Eles propagam-se retilineamente, não são afetados por campos elétricos e/ou magnéticos e possuem velocidade característica de propagação e desde 1912 são utilizados para caracterização de reticulados cristalinos (PADILHA, 1997).

O fenômeno de difração ocorre quando uma onda encontra obstáculos, em série e devidamente espaçados, capazes de dispersá-la. Quando um feixe de raios-X incide sobre um átomo com determinada frequência, os elétrons de tal átomo vibrarão e se excitarão com a mesma frequência do feixe emitido. A reflexão do feixe só ocorrerá se a interferência da onda com os obstáculos for construtiva (CALLISTER JÚNIOR, 2008; PADILHA, 1997), sendo que a condição para que isso ocorra é expressa pela Lei de Bragg, indicada na Equação 12:

$$n\lambda = 2.d.\text{Sen}(\Theta) \quad (12)$$

Na qual:

n = Número natural não nulo;

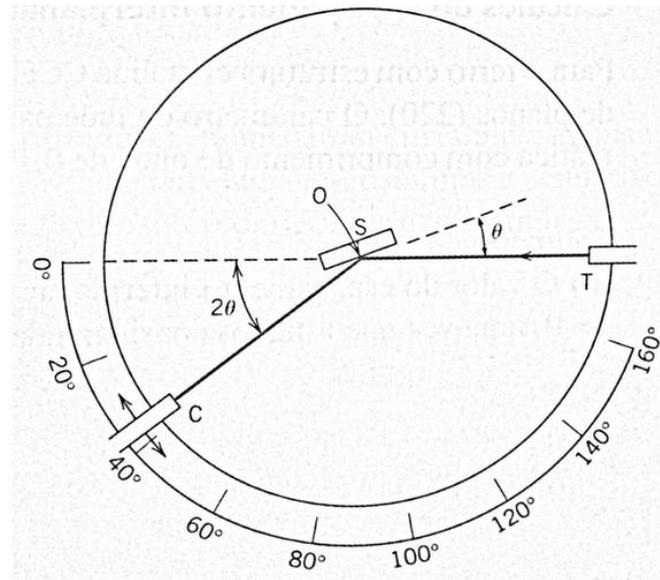
λ = Comprimento de onda do feixe incidente, característico do filamento utilizado na execução da técnica [nm];

d = Distância característica dos sistemas de Bravais, determina pelo reticulado do material em análise [Å];

Θ = Ângulo de incidência do feixe incidente [°];

Para execução do ensaio trabalha-se geralmente com o difratômetro. A amostra, no formato de uma chapa fina, (S) é posicionada no porta amostras, que pode rotacionar ao redor do eixo O, percorrendo toda a amostra, gerando diferentes ângulos de incidência. O feixe de raio X é emitido no ponto T e as intensidades dos feixes difratados são detectadas no ponto C, através de um contador, que está no mesmo plano da fonte de emissão de raios X e da amostra (CALLISTER, 2008; PADILHA, 1997). O esquema de funcionamento do equipamento é mostrado na Figura 31.

Figura 31 - Esquema de execução da técnica de difração de raios-X



Fonte: CALLISTER JÚNIOR, 2008.

Os resultados, por serem obtidos com base na Lei de Bragg, que se baseia nos sistemas e reticulados de Bravais, podem ser utilizados na avaliação das fases presentes numa determinada amostra. Os dados são expressos numa curva que traz no eixo das abcissas o ângulo de incidência e no das ordenadas, a intensidade, na qual cada fase/reticulado cristalino tem seu pico característico, comumente expresso como o ângulo típico (CALLISTER JÚNIOR, 2008; PADILHA, 1997). A análise dos resultados faz-se potencialmente útil na avaliação da transformação de fases por deformação, objeto de estudo do presente trabalho, uma vez que a Austenita e as Martensitas α' e ϵ tem planos, direções e reticulados cristalinos diferentes entre si (TAVARES et al, 2006).

5. MATERIAIS E MÉTODOS

5.1 Descrição geral do trabalho desenvolvido

O intuito principal deste trabalho foi verificar os efeitos dos parâmetros de processamento mecânico (modo e quantidade de deformação), na transformação de fases e nas propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 304. Com relação aos ensaios, estes foram definidos de forma a simular, de forma representativa, os principais esforços mecânicos aos quais o material é submetido nas diferentes etapas do processo de conformação, tendo como foco a laminação. Assim, optou-se pela rota esquematizada na Figura 32.

Trabalhou-se com chapas de aço no estado como recebido (laminado a frio), com 0,60 mm de espessura, fornecidas pela Aperam *South America* Brasil, cuja composição química dada pelo fabricante encontra-se na Tabela 04:

Tabela 4 - Composição química do aço AISI 304 fornecida pelo fabricante

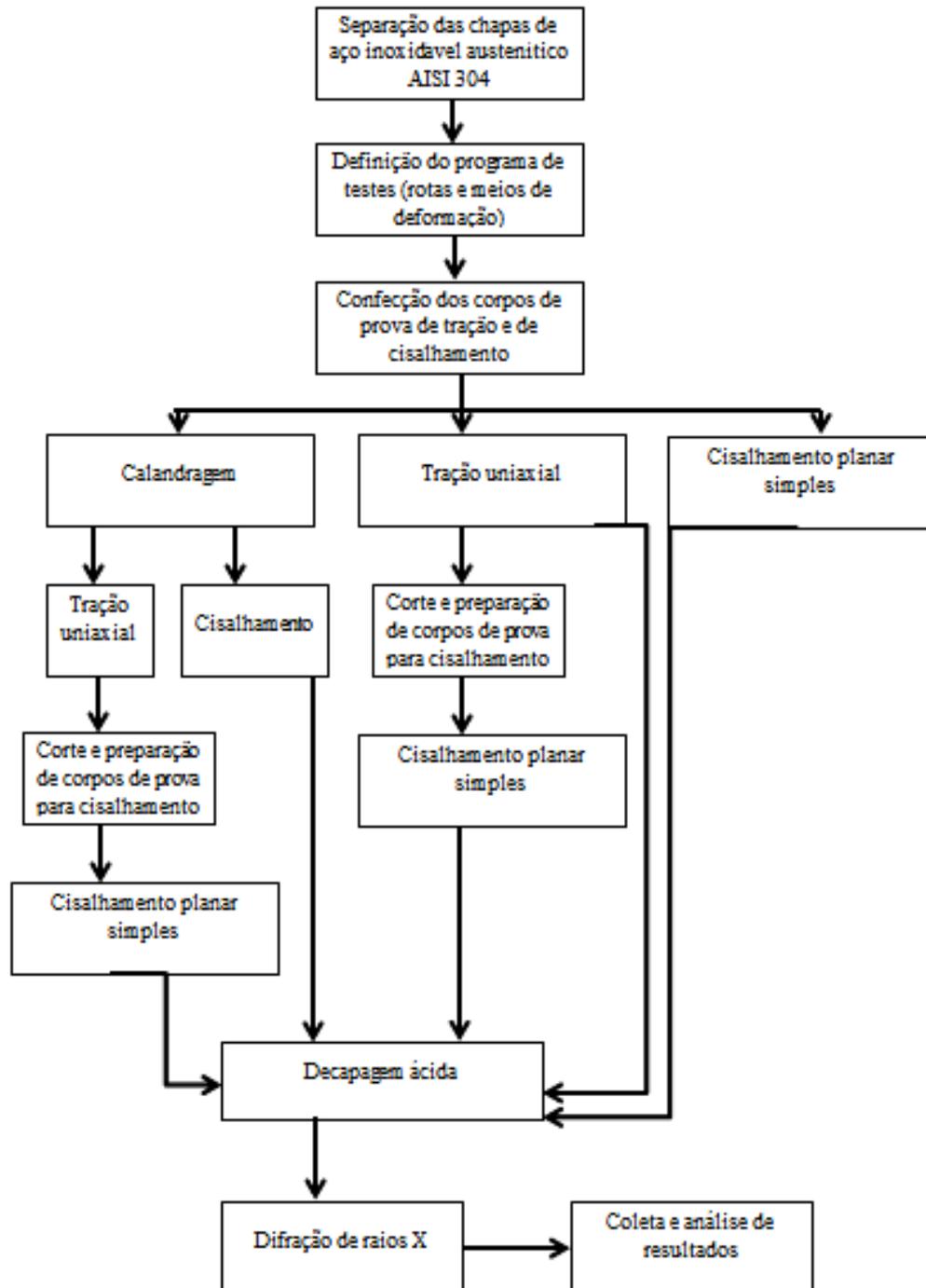
Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N
% em peso	0,03	2,00	0,75	0,045	0,015	17,5 a 19,5	8,0 a 10,5	-	0,10

Fonte: APERAM *SOUTH AMERICA* (2015)

As chapas do aço foram e envidas para confecção, por eletroerosão a fio, dos corpos de prova de tração. Quanto aos corpos de prova de cisalhamento, os mesmos foram cortados, a partir da chapa e também dos corpos de prova de tração já tracionados, com auxílio da guilhotina PEXTO modelo U-136-D, a qual é apresentada na Figura 33. Fez-se também a caracterização no estado inicial, por espectrofotômetro, para confirmar a composição química fornecida pelo fabricante.

A caracterização mecânica foi feita por meio dos ensaios de tração uniaxial e cisalhamento planar simples. Seguiu-se, conforme esquematizado na Figura 32, as seguintes rotas de processamento, monotônicas e combinadas: tração uniaxial; cisalhamento planar simples; calandragem combinada a cisalhamento; calandragem combinada à tração uniaxial; tração uniaxial combinada a cisalhamento e, por fim, calandragem combinada a tração uniaxial e cisalhamento com deformação efetiva variando de 5% a 40%, sendo que em calandragem a deformação foi definida conforme limitações do equipamento.

Figura 32 - Esquematização das principais etapas desenvolvidas no trabalho



Fonte: Produzido pelo autor

Figura 33 - Guilhotina PEXTO modelo U-136-D



Fonte: Produzido pelo autor

5.2 Material

Para confecção dos corpos de prova partiu-se de chapas do aço inoxidável austenítico AISI 304, com 210,0mmx297,0mmx0,6mm (comprimento x largura x espessura). Para verificar a composição química do material, realizou-se a análise de fluorescência de raios-x através do emprego do espectrofotômetro *Shimadzu* modelo 720 localizado no Laboratório de Caracterização do Departamento de Engenharia de Materiais. O equipamento utilizado pode ser visto na Figura 33.

Figura 34 - Espectrofotômetro Shimadzu ® 720



Fonte: Produzido pelo autor

5.3 Calandragem

A calandragem das chapas do aço AISI 304 foi feita em uma calandra mecânica Imag, pertencente ao CEFET apresentada na Figura 35, com a utilização de cilindros de trabalho com diâmetro de 120mm sendo o material calandrado em ambas as faces lubrificadas com uso de óleo diesel.

Figura 35 - Calandra Imag



Fonte: Produzido pelo autor

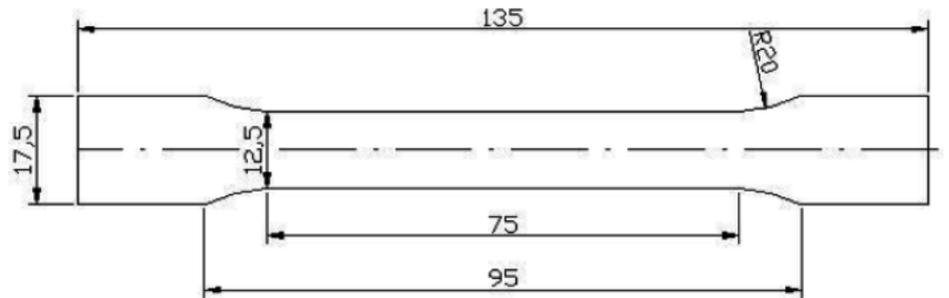
A calandragem foi feita para investigar a transformação de fases sob esse modo de deformação plástica, o qual simula a operação de laminação e após a imposição das rotas de processamento tração/cisalhamento, constituindo assim, um modo a ser utilizado para pré-deformar o aço AISI 304 no estado como recebido. Com base no “*gap*” inicial dos cilindros, dado como “zero” da calandra, para efeitos de calibração, as amostras passaram por quatro passes de calandra (sendo dois passes em cada face), tendo os cilindros sendo girados em uma volta e meia; duas voltas; três voltas e três voltas e meia. Após a realização de todos os passes, a deformação convencional resultante foi mensurada em termos da redução de espessura dos corpos de prova.

5.4 Ensaio de tração

As propriedades mecânicas do aço AISI 304 no estado como recebido foram identificadas a partir da realização de ensaios de tração uniaxial - corpos de prova com seção transversal retangular, de acordo com a norma internacional da Sociedade Americana de Ensaio e

Materiais (*American Society for Testing and Materials*) - ASTM E8, conforme apresentado na Figura 36.

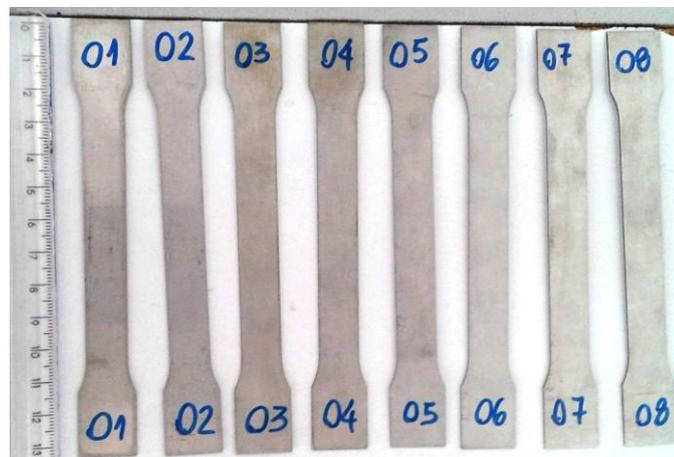
Figura 36 - Corpo de prova de tração



Fonte: LOPES, 2009.

A Figura 37 apresenta os corpos de prova de tração uniaxial, identificados, antes da execução do ensaio.

Figura 37 - Corpos de prova, identificados, para ensaio de tração



Fonte: Produzido pelo autor

A taxa de deformação empregada foi de $0,001s^{-1}$ e fez-se uso de extensômetro mecânico do tipo agulhas, sendo os ensaios conduzidos em uma máquina de ensaios universais *Instron*[®] 5582, apresentada na Figura 38, com sistema de aquisição de dados *Blue Hill 2*.

Figura 38 - Máquina de ensaios universais Instron® 5582



Fonte: LOPES, 2009

Além da caracterização mecânica, o ensaio de tração uniaxial foi utilizado ainda após a pré-deformação em calandragem para execução da rota de processamento calandragem/tração/cisalhamento. Os corpos de prova pré-calandrados encontram-se representados na Figura 39.

Figura 39 - Corpos de prova de tração pré-calandrados

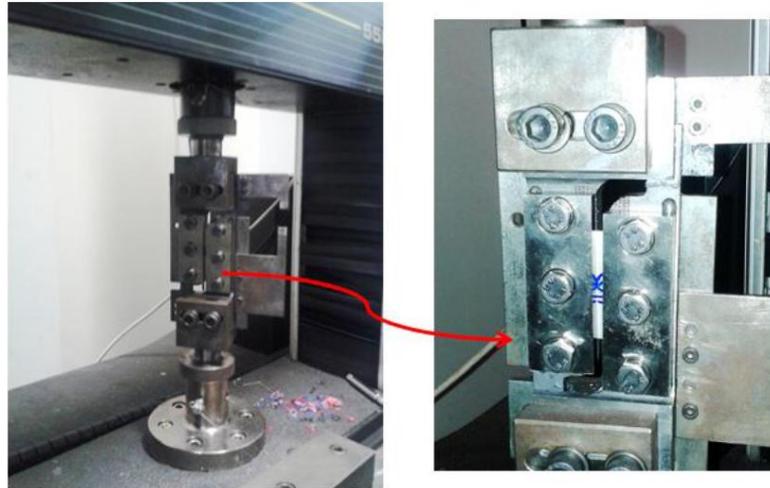


Fonte: Produzido pelo autor

5.5 Ensaio de cisalhamento

O aço AISI 304 no estado como recebido também foi ensaiado com uso da técnica de cisalhamento planar simples utilizando dispositivo, apresentado na Figura 40, acoplado à máquina de ensaios universais *Instron*® 5582

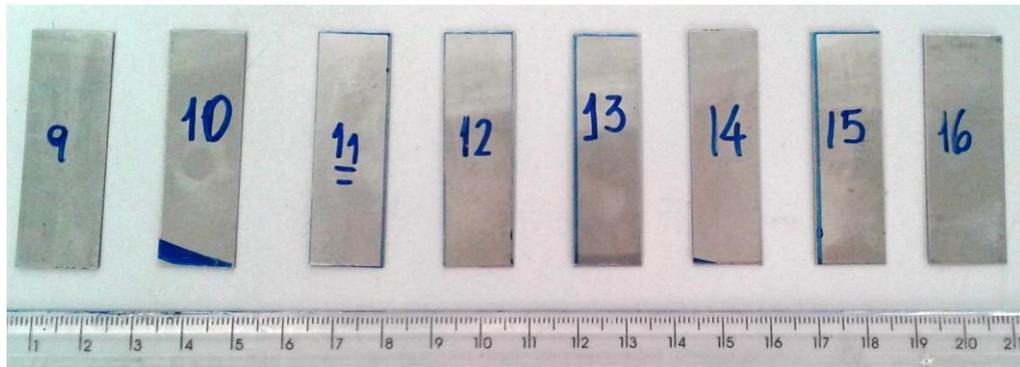
Figura 40 - Dispositivo utilizado para realização dos ensaios de cisalhamento



Fonte: Produzido pelo autor

Os corpos de prova utilizados, apresentados na Figura 41, possuíam dimensões de 50 mm x 15 mm x 0,60 mm (comprimento x largura x espessura), à exceção daqueles que foram submetidos a processamento mecânico prévio, pois as dimensões dos mesmos variavam conforme a quantidade de deformação empregada em tração ou em calandragem.

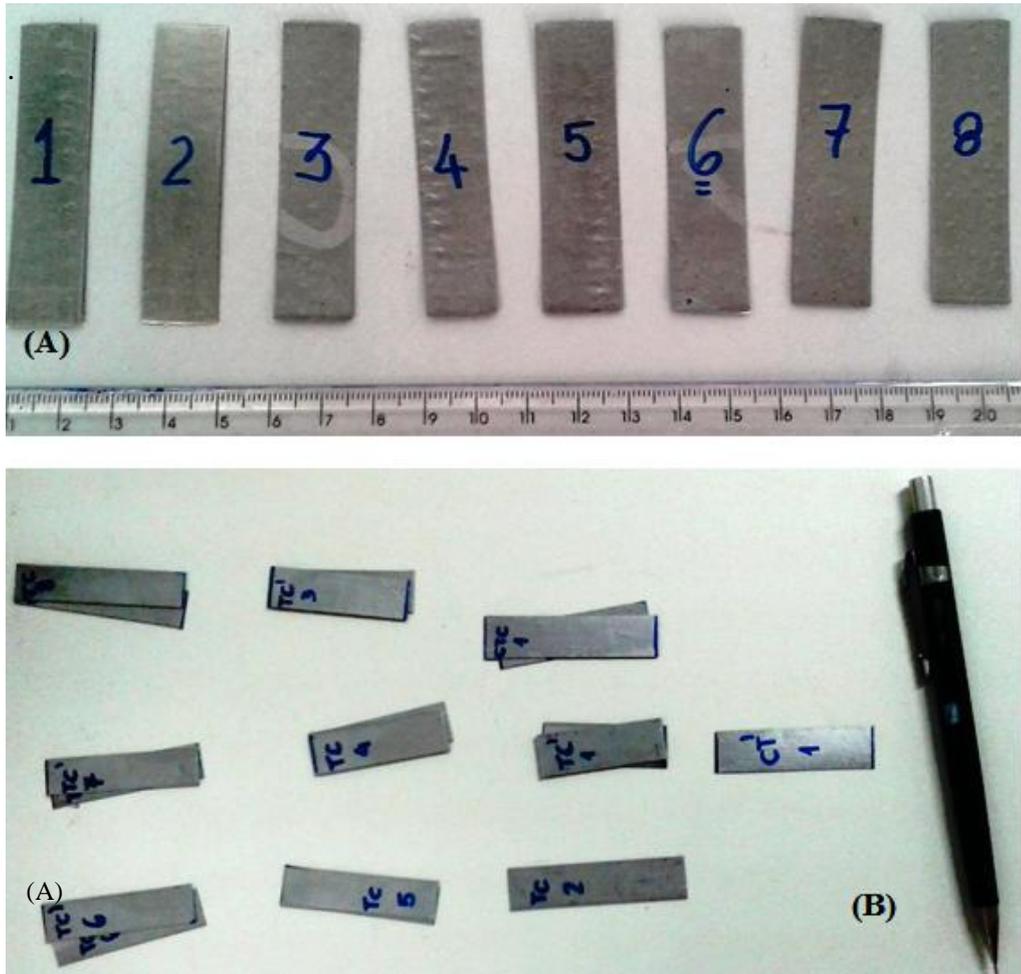
Figura 41 - Corpos de prova para ensaio de cisalhamento



Fonte: Produzido pelo autor

O ensaio de cisalhamento foi utilizado ainda para investigar o efeito do modo de deformação plástica na transformação de fases do aço AISI 304 por deformação monotônica e combinada, segundo a rota calandragem/tração/cisalhamento. Neste caso, o material calandrado e tracionado foi cortado para a retirada de corpos de prova de cisalhamento, conforme apresentado na Figura 42:

Figura 42 - Corpos de prova de cisalhamento pré-deformados



(A) Corpos de prova pré-calandrados; (B) Corpos de prova pré-tracionados

Fonte: Produzido pelo autor

5.6 Ensaio de Difração de Raios X (DRX)

Após a realização dos ensaios mecânicos, as amostras utilizadas foram, como mencionado, decapadas em ácido clorídrico 37% P.A. – A.C.S (1190g) *Synth*[®], por um tempo de 40 minutos (20 minutos por face), para que então fossem levadas para execução do ensaio de difração de raios-X (DRX), o qual foi efetuado no difratômetro Shimadzu[®] XRD – 7000, apresentado na Figura 43. O alvo metálico utilizado consistia de Cu, os ensaios foram realizados de 10° a 110°C, com passo de 0,02s⁻¹ e a uma velocidade de 2°/min.

A coleta de dados permitiu a construção, com auxílio do software *Origin Pro*[®] 8, dos difratogramas, os quais foram submetidos à técnica semi quantitativa dos picos identificados, a qual é realizada com base na análise de *Lorentzian*, que tem por base a área da curva gerada e também dos picos relativos à cada uma das fases do material.

Figura 43 - Difratômetro Shimadzu® XRD – 7000



Fonte: Produzido pelo autor

6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 Caracterização do material no estado recebido

6.1.2 Análise de composição química

Os resultados associados à análise da composição química do material, feitos por fluorescência de raios-X, estão apresentados na Tabela 5. A técnica utilizada para a análise não detecta com precisão elementos de baixo número atômico, como é o caso do carbono e do silício, os quais podem apresentar maior discrepância com relação aos valores fornecidos pelo fabricante.

Tabela 5 - Composição química mensurada do aço inoxidável AISI 304 utilizado

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	S
% em peso	0,034	1,95	0,352	0,045	0,015	18,11	9,82	0,0211	0,02

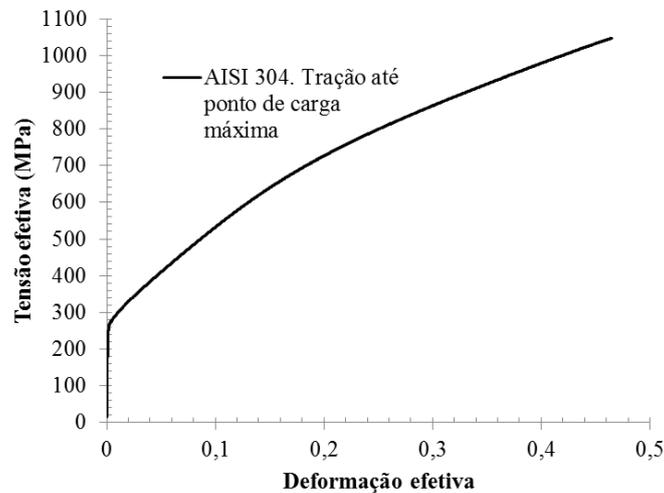
Fonte: Produzido pelo autor

Percebe-se que os teores dos elementos mostrados na Tabela 05 estão bem próximos aos indicados na Tabela 04. Vale ressaltar que a técnica utilizada baseia-se em princípios semi-quantitativos, sendo classificado como qualitativa, daí os valores verificados por meio do EDX não terem sido exatamente os informados pelo fornecedor. Com base nos dados coletados pode-se afirmar, conforme os critérios mencionados (PADILHA;GUEDES,1994; ARCELORMITTAL INOX BRASIL, 2013; SILVA. MEI, 2010), que trata-se de um aço inoxidável, cuja microestrutura é predominantemente austenítica.

6.1.3 Ensaio de tração uniaxial

Para fins de caracterização mecânica, foi realizado ensaio de tração uniaxial, até a ocorrência de ruptura do material. O gráfico obtido encontra-se na Figura 44:

Figura 44 - Gráfico tensão efetiva (MPa) X Deformação efetiva para aço inoxidável AISI 304, como recebido



Fonte: Produzido pelo autor

Obtiveram-se, a partir do gráfico, os seguintes parâmetros de resistência mecânica, levantados de acordo com a deformação e tensão convencionais avaliados na direção de laminação da chapa, indicados na Tabela 06:

Tabela 6 - Parâmetros de resistência mecânica do aço inoxidável AISI 304, avaliadas na direção de laminação

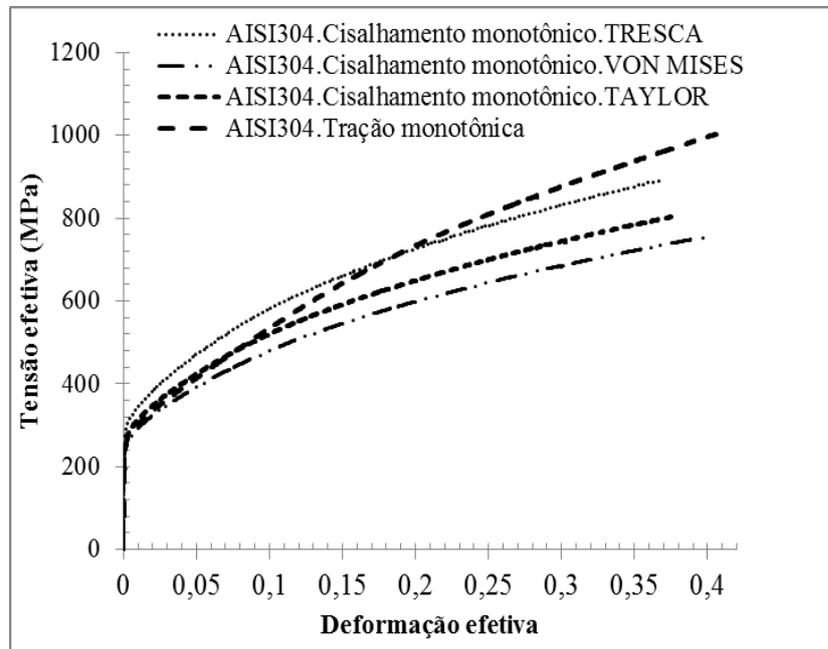
Tensão limite de escoamento, LE (MPa)	Tensão limite de resistência à tração, LRT (MPa)
280 ± 5	$657,71 \pm 5$

Fonte: Produzido pelo autor

6.1.4 Ensaio de cisalhamento planar simples

Para definição do melhor critério de conversão de deformação cisalhante em deformação efetiva, também foi realizado o ensaio de cisalhamento planar simples no material, com corpos de provas retirados na direção de laminação da chapa. Trabalhou-se com os critérios de Tresca, Von Mises e Coeficiente de Taylor (DIETER, 1981; CETLIN, HELMAN, 2005; LOPES, 2009), obtendo-se o gráfico apresentado na Figura 45:

Figura 45 - Gráfico Tensão efetiva (MPa) X Deformação efetiva, no ensaio de cisalhamento, para diferentes critérios de escoamento



Fonte: Produzido pelo autor

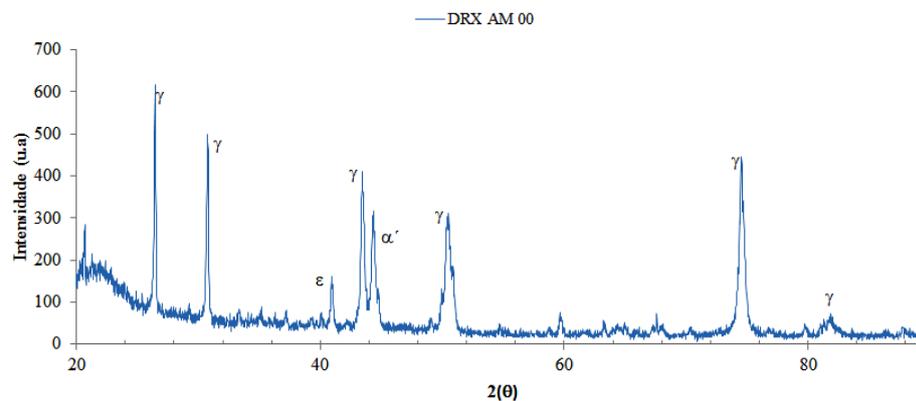
Verificou-se que o critério de escoamento mais adequado para as rotas de processamento analisadas, na condição na qual foi recebido o material, é o Critério de Tresca. Percebeu-se também leve aumento nos valores dos parâmetros de resistência mecânica (limite de escoamento e limite de resistência à tração) com relação aos apontados por Lopes (2009) – 260 MPa e 615 MPa, respectivamente - o que, provavelmente se deve ao maior estado de encruamento do material, uma vez que a chapa utilizada por Lopes (2009) possuía maior espessura (0,70 mm). Tal fator, posteriormente observado também nas demais rotas de processamento, é apontado por Milad et al (2008) e por Antunes; Antunes (2007).

6.1.5 Ensaio de difração de raios X

A fim de mensurar, de modo qualitativo, o percentual das fases presentes no material, realizou-se o ensaio de difração de raios-X, que é amplamente utilizado, tido como, para esse caso, uma técnica válida e recomendada (TAVARES et al, 2003). A amostra foi retirada do material no estado como recebido e embutida a quente em baquelite.

Não se realizou qualquer operação de lixamento e/ou acabamento, com intuito de minimizar, como apontado por Zandrahimi (2011), o efeito de qualquer agente externo que pudesse contribuir para formação de martensita. Fez-se também, como já mencionado, a decapagem em ácido clorídrico. Os dados coletados geraram o gráfico apresentado na Figura 46. As principais fases identificadas serão denotadas por austenita (γ), martensita α' e martensita ϵ .

Figura 46 - Difratoograma de amostra AISI 304 como recebido



Fonte: Produzido pelo autor

Os picos, como mostrado acima, não se encontram muito bem definidos, pois houve grande ruído associado ao embutimento de baquelite, além do fato da amostra utilizada não estar totalmente plana, o que pode ter interferido, de certa forma, nos resultados encontrados, os quais são apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 como recebido

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	26,45	Austenita (γ)	167,2927	0,18978	703,34295	1,73016
2	35,75289	Austenita (γ)	143,01405	0,19355	589,54936	1,31890
3	40,95	Martensita ϵ	38,88606	0,20918	148,32453	1,17577
4	43,47	Austenita (γ)	154,31894	0,28169	437,10996	1,12009
5	44,6628	Martensita α'	143,38021	0,35613	321,23677	1,09625
6	50,49	Austenita (γ)	222,90563	0,5188	342,81721	0,99877
7	74,57	Austenita (γ)	250,24742	0,38585	517,48163	0,79923
8	80,72963	Austenita (γ)	3047,64584	4,35E-06	5,60E+08	0,78056
Área total						4167,691
Percentual aproximado das fases						
Austenita						95,627%
Martensita α'						3,440%
Martensita ϵ						0,933%

Fonte: Produzido pelo autor

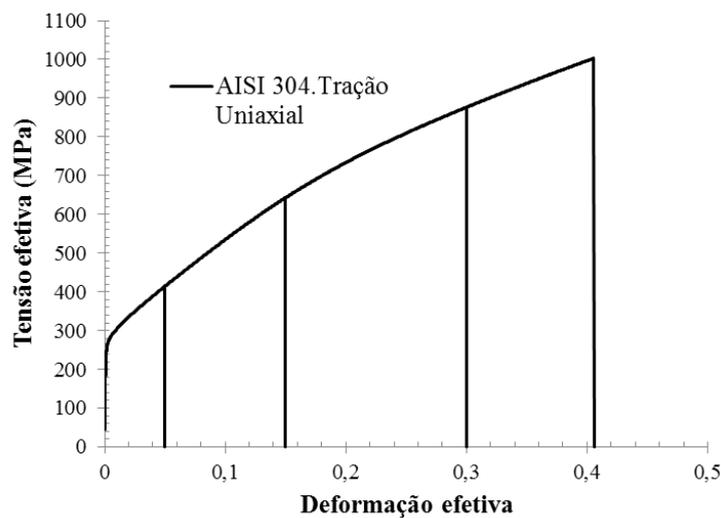
A análise realizada confirmou que o material apresenta microestrutura predominantemente austenítica. A leve presença de martensita é um indicador de histórico de processamento anterior (laminação para fabricação), de ruídos no ensaio, ou ainda, de tempo de decapagem insuficiente.

6.2 Caracterização do material após as diferentes rotas de processamento

6.2.2 Tração uniaxial

Após a confecção dos corpos de prova, para avaliação do efeito da quantidade de deformação nas propriedades mecânicas e na quantidade de martensita induzida por deformação, o material foi submetido a valores de deformação efetiva da ordem de 5%, 15%, 30% e 40%, realizados em duplicata, sendo produzido o gráfico apresentado na Figura 47. Após a realização do ensaio de tração, procedeu-se, para cada um dos corpos de prova, com o ensaio de difração de raios X.

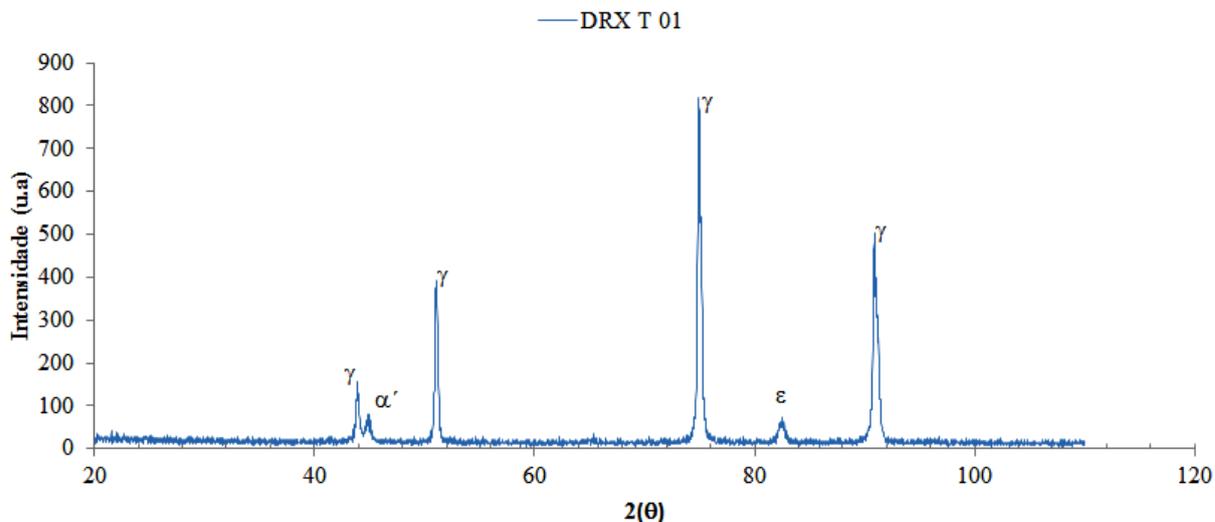
Figura 47 - Gráfico tensão efetiva (MPa) x Deformação efetiva, em tração uniaxial, com destaque para diferentes valores de deformação efetiva



Fonte: Produzido pelo autor

O difratograma da amostra deformada em 5% pode ser visto na Figura 48.

Figura 48 - Difratoograma de amostra AISI 304 tracionada 5% (deformação efetiva)



Fonte: Produzido pelo autor

Percebe-se, como apresentado por Padilha; Guedes(1994), que há formação de martensita α' , mas tem-se destaque para a martensita ϵ , a qual se forma sob pequenos valores de deformação. A análise semi quantitativa está contida na Tabela 9

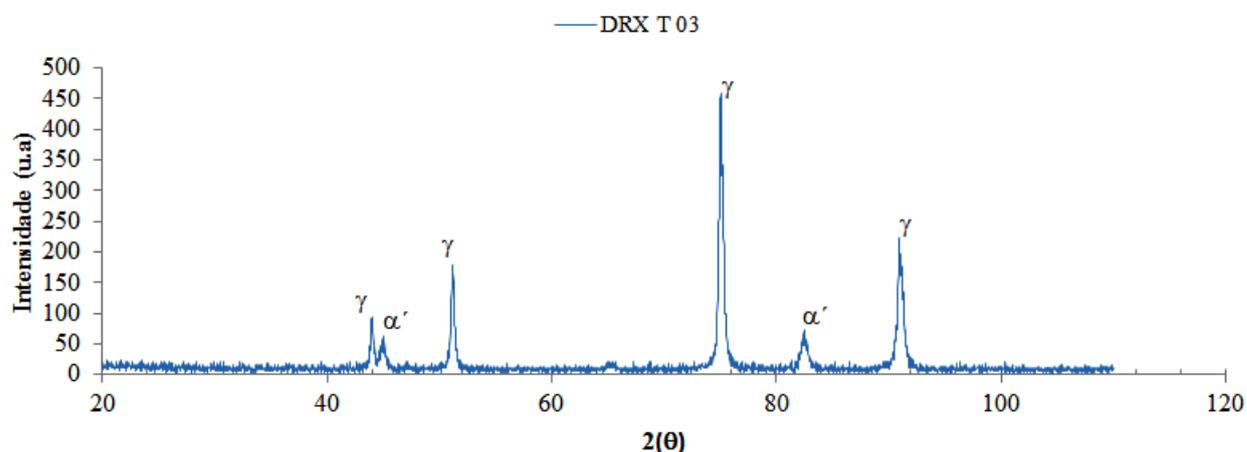
Tabela 8 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 5% (deformação efetiva)

Pico	Centro $2(\theta)$	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	43,92	Austenita (γ)	61,797	0,303	162,645	1,11092
2	44,98	Martensita α'	41,607	0,491	67,582	1,09016
3	51,09	Austenita (γ)	154,885	0,261	473,454	0,99027
4	74,78	Austenita (γ)	408,831	0,333	977,302	0,79842
5	82,26	Martensita ϵ	42,354	0,593	56,994	0,77744
6	90,96	Austenita (γ)	305,783	0,428	570,184	0,77038
Área total						1015,257
Percentual aproximado das fases						
Austenita						91,730%
Martensita α'						4,098%
Martensita ϵ						4,172%

Fonte: Produzido pelo autor

Procedeu-se a análise para amostra deformada em 15 % (deformação efetiva), a qual tem seu difratograma apresentado na Figura 49.

Figura 49 - Difratoograma amostra AISI 304 tracionada 15 % (deformação efetiva)



Fonte: Produzido pelo autor

Percebe-se, como apontado por Raman; Padmanabhan (1994), que com o aumento da deformação há a tendência de formação única de martensita α' , como mostrado acima. Estimava-se que o percentual de martensita formado, nas condições de realização do ensaio, fosse em torno de 10% (PADILHA;GUEDES, 1994), o que pôde ser constatado na análise semi quantitativa apresentada na Tabela 10.

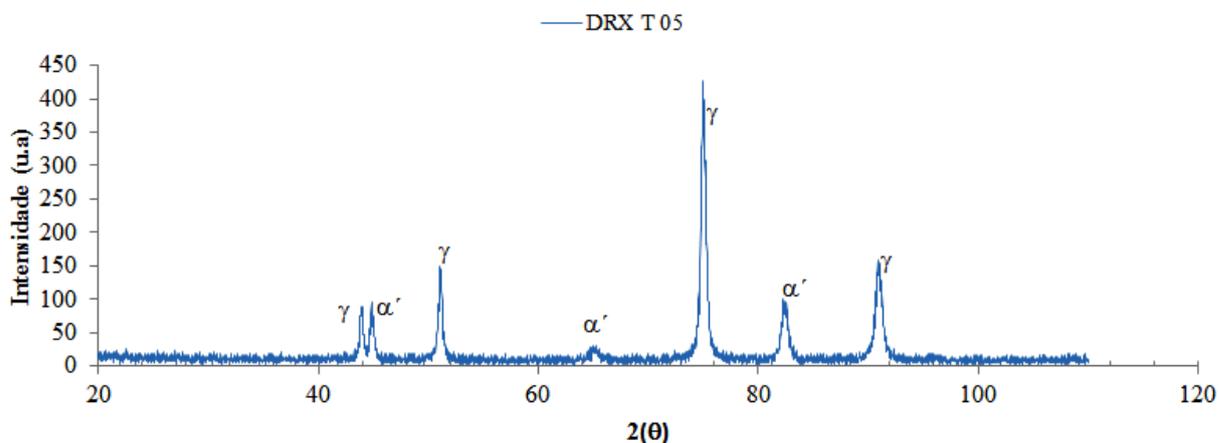
Tabela 9 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 15% (deformação efetiva)

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	44,01	Austenita (γ)	34,187	0,3	90,735	1,10911
2	44,98	Martensita α'	31,025	0,447	55,323	1,09016
3	51,20	Austenita (γ)	82,506	0,321	204,855	0,98874
4	75,09	Austenita (γ)	276,647	0,401	550,044	0,79726
5	82,52	Martensita α'	50,131	0,574	69,696	0,77697
6	91,05	Austenita (γ)	162,878	0,526	247,144	0,77040
Área total						637,374
Percentual aproximado das fases						
Austenita						87,267%
Martensita α'						12,733%
Martensita ϵ						0,000%

Fonte: Produzido pelo autor

Construiu-se também o difratograma para os corpos de prova deformados em 30% (deformação efetiva), o qual é apresentado na Figura 50.

Figura 50 - Difratoograma amostra AISI 304 tracionada 30 % (deformação efetiva)



Fonte: Produzido pelo autor

Com aumento da deformação imposta ao material, espera-se que o teor de martensita α' aumente. Esse fenômeno foi observado por Corrêa; Aguilar; Cetlin (2007), ao deformar barras de aço AISI 304; o aumento do número de passes de deformação aumentava o teor de martensita α' formado. Essa relação, entretanto, não é linear, como observado na análise semi quantitativa apresentada na Tabela 11.

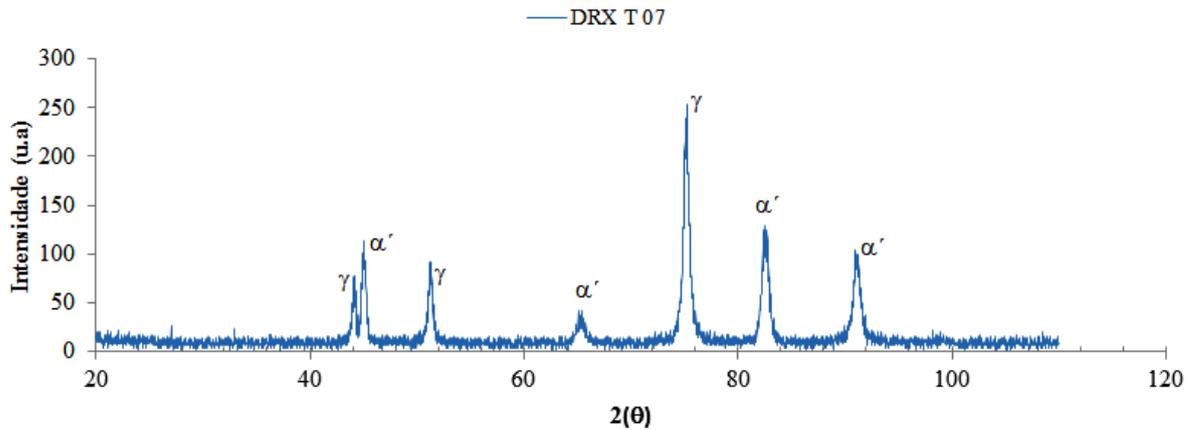
Tabela 10 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 30% (deformação efetiva)

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	43,95	Austenita (γ)	37,111	0,3	90,735	1,11031
2	44,80	Martensita α'	41,755	0,447	55,323	1,09360
3	50,92	Austenita (γ)	79,402	0,321	204,855	0,99265
4	65,06	Martensita α'	18,812	0,401	550,044	0,84972
5	75,03	Austenita (γ)	301,006	0,574	69,696	0,79748
6	82,43	Martensita α'	73,371	0,526	247,144	0,77713
7	90,99	Austenita (γ)	143,669	0,526	247,144	0,77038
Área total						695,126
Percentual aproximado das fases						
Austenita						80,732%
Martensita α'						19,268%
Martensita ε						0,000%

Fonte: Produzido pelo autor

Para avaliação do efeito dos diferentes modos de deformação na resposta mecânica e na transformação de fases, para os mesmos valores de deformação e para avaliação da cinética de formação da martensita, deformou-se um corpo de prova em 40% (deformação efetiva). O difratograma da amostra retirada para análise é apresentado na Figura 51.

Figura 51 - Difratoograma amostra AISI 304 tracionada 40 % (deformação efetiva)



Fonte: Produzido pelo autor

Percebe-se que os picos característicos da martensita estão mais pronunciados. Segundo Padilha; Guedes(1994), para a condição acima apresentada, espera-se uma fração volumétrica dessa fase superior a 25%. Tal fato pôde ser confirmado mediante análise apresentada na Tabela 12.

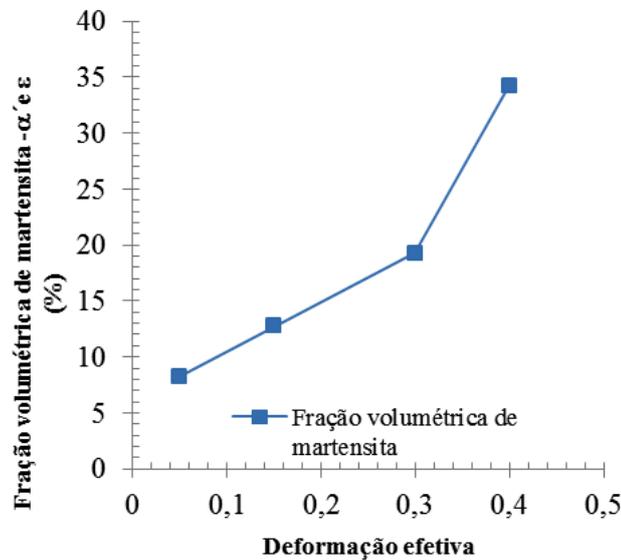
Tabela 11 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 40% (deformação efetiva)

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	44,126	Austenita (γ)	28,819	0,341	67,513	1,107
2	45,061	Martensita α'	61,039	0,409	119,141	1,089
3	51,282	Austenita (γ)	55,153	0,483	91,092	0,988
4	65,318	Martensita α'	30,876	0,743	33,167	0,848
5	75,188	Austenita (γ)	209,661	0,583	287,069	0,797
6	82,578	Martensita α'	115,277	0,649	141,758	0,777
7	91,115	Austenita (γ)	104,233	0,751	110,681	0,770
Área total						605,057
Percentual aproximado das fases						
Austenita						65,757%
Martensita α'						34,243%
Martensita ϵ						0,000%

Fonte: Produzido pelo autor

A partir do levantamento de dados, construiu-se o gráfico apresentado na Figura 52, o qual traz a fração volumétrica de martensita (α' e ϵ) em função da quantidade de deformação efetiva imposta ao material, em regime de tração uniaxial.

Figura 52 - Fração volumétrica de martensita (%) em função da deformação efetiva



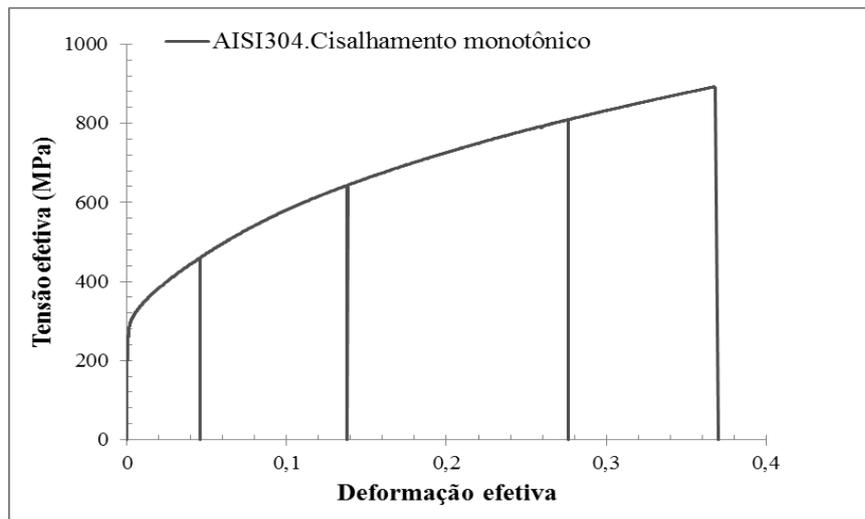
Fonte: Produzido pelo autor

O comportamento apresentado é típico do material, sendo exposto por Raman; Padmanabhan (1994), Padilha; Guedes (1994) e Tavares et al (2003), valendo ressaltar que esse último defende uma cinética de transformação de fases inversa à apresentada no presente estudo, sendo o constatado defendido também por Fang; Dahl (1990). Outra influência a ser considerada e que interfere na quantidade e no tipo de martensita formada é o modo de deformação, como apresentado por Bayerlein; Christ; Mughrabi (1988). Daí a necessidade de estudo mediante a técnica de cisalhamento planar simples, apresentada a seguir.

6.2.3 *Cisalhamento planar simples*

O objetivo de realização dos ensaios de cisalhamento foi avaliar a influência da variação do modo de deformação na resposta mecânica do aço inoxidável AISI 304 e na cinética de transformação de fases do mesmo. Para padronização dos resultados e efeitos comparativos, os corpos de prova também foram submetidos a valores de deformação efetiva da ordem de 5%, 15%, 30% e 40%, sendo produzido o gráfico apresentado na Figura 53. Após a realização do ensaio de cisalhamento, procedeu-se, para cada um dos corpos de prova, com o ensaio de difração de raios X.

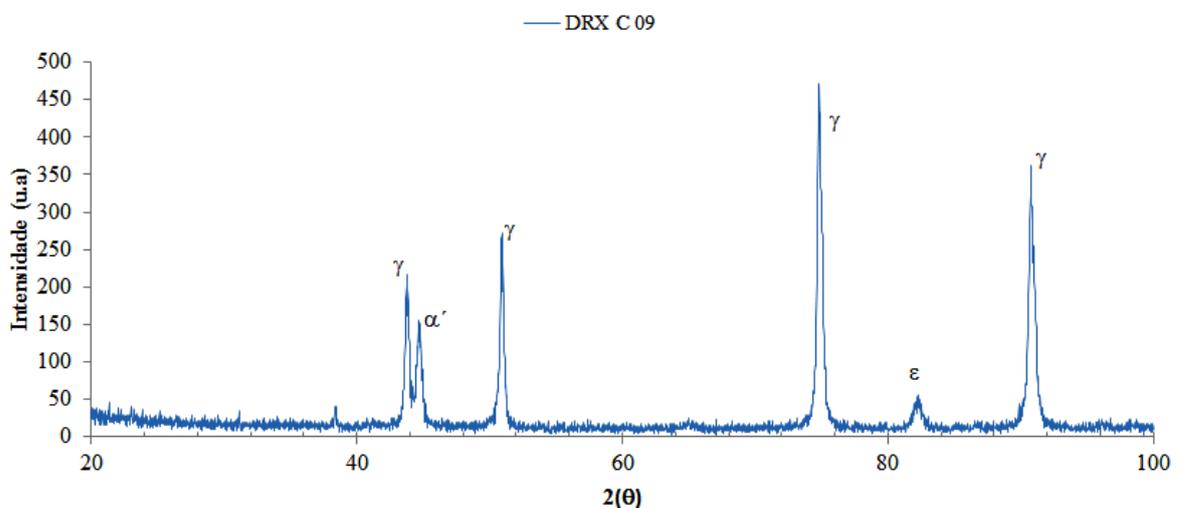
Figura 53 - Gráfico tensão efetiva (MPa) x Deformação efetiva, em cisalhamento planar simples, com destaque para diferentes valores de deformação efetiva



Fonte: Produzido pelo autor

Com a realização dos ensaios de difração de raios X percebeu-se que, de maneira geral, seja o material deformado em tração ou em cisalhamento, quanto maior a quantidade de deformação a ele imposta, maior a fração volumétrica de martensita formada, tendo apenas a amostra cisalhada em 40% desviado desse comportamento, segundo o difratograma. Isso se deve provavelmente porque, devido ao alongamento do corpo de prova a região de estudo ficou muito reduzida em relação ao restante, sendo difícil a focalização específica da região cisalhada, por parte do equipamento de DRX, impedindo uma análise mais precisa e acurada. O difratograma da amostra cisalhada em 5% é apresentado na Figura 53.

Figura 54 - Difratograma amostra AISI 304 cisalhada 05 % (deformação efetiva)



Fonte: Produzido pelo autor

O resultado da análise semi quantitativa referente ao difratograma acima encontra-se na Tabela 13.

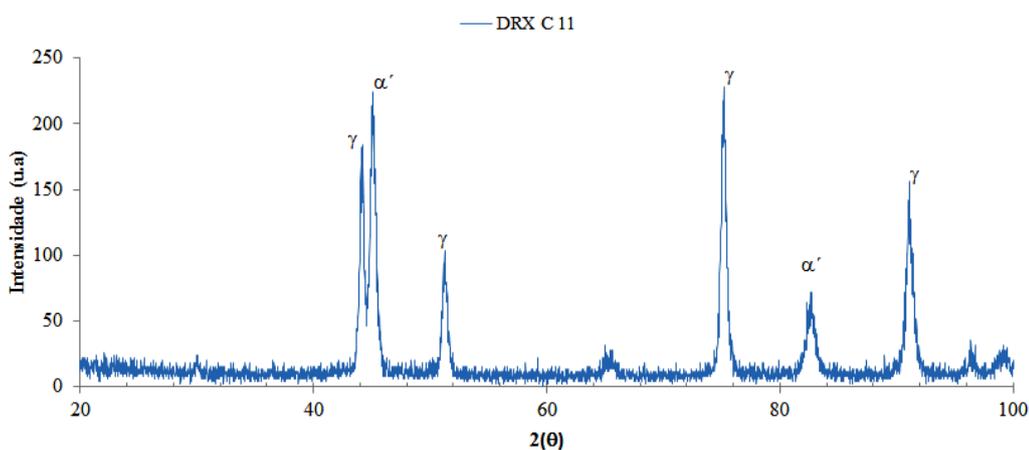
Tabela 12 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 cisalhada 05% (deformação efetiva)

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	43,79201	Austenita (γ)	90,64911	0,30526	236,935	1,11350
2	44,70285	Martensita α'	82,32519	0,40287	163,046	1,09547
3	50,93102	Austenita (γ)	120,54143	0,30495	315,394	0,99250
4	74,85065	Austenita (γ)	262,36968	0,36478	573,884	0,79816
5	82,24079	Martensita ε	29,39877	0,54083	43,3723	0,77747
6	90,81873	Austenita (γ)	233,28884	0,47944	388,242	0,77035
Área total						818,573
Percentual aproximado das fases						
Austenita						86,351%
Martensita α'						10,057%
Martensita ε						3,591%

Fonte: Produzido pelo autor

Percebe-se que ainda houve formação de martensita ε e que a quantidade de martensita α' formada foi consideravelmente superior em relação ao corpo de prova tracionado sob a mesma quantidade de deformação. Isso comprova o que é apontado por Jinlong, Hongyun (2014), os quais tratam da cinética de transformação de fases e da influência de diversos parâmetros nesse fenômeno, ressaltando o efeito do modo de deformação. As mesmas análises também foram feitas para o corpo de prova cisalhado em 15%, cujo difratograma é apresentado na Figura 55 e a análise semi quantitativa, na Tabela 14.

Figura 55 - Difratograma amostra AISI 304 cisalhada 15 % (deformação efetiva)



Fonte: Produzido pelo autor

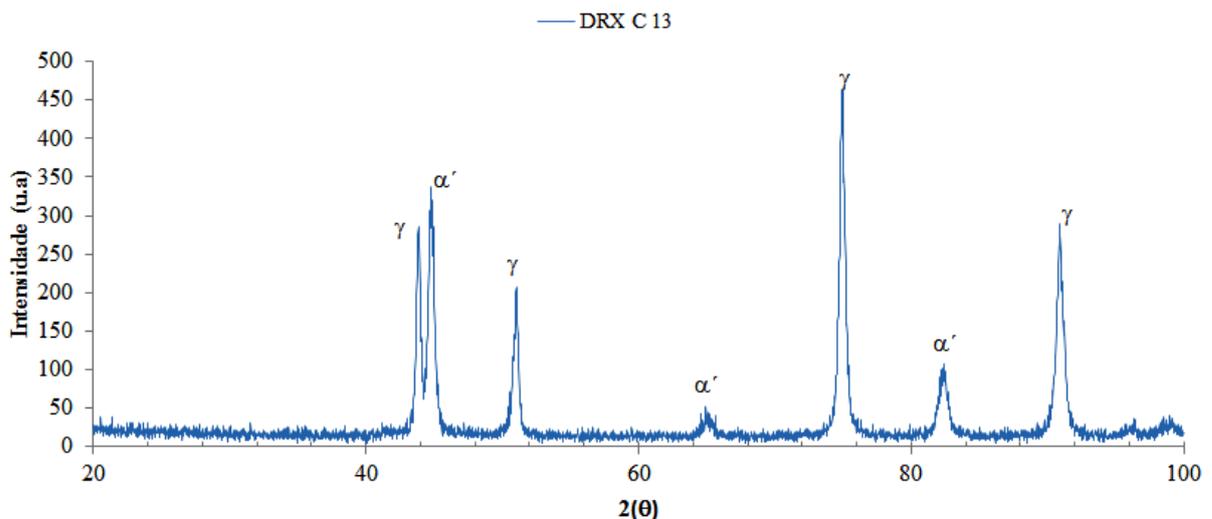
Tabela 13 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 cisalhada 15% (deformação efetiva)

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	44,15738	Austenita (γ)	93,49979	0,36949	201,903	1,10617
2	45,1239	Martensita α'	155,77289	0,49077	253,254	1,08742
3	51,2716	Austenita (γ)	64,11568	0,47478	107,748	0,98775
4	75,16644	Austenita (γ)	154,81049	0,47304	261,12	0,79698
5	82,63394	Martensita α'	64,76591	0,7661	67,4532	0,77676
6	91,10231	Austenita (γ)	117,30398	0,58185	160,859	0,77041
Área total						650,269
Percentual aproximado das fases						
Austenita						66,085%
Martensita α'						33,915%
Martensita ϵ						0,000%

Fonte: Produzido pelo autor

Era esperado incremento na fração volumétrica de martensita formada, o que foi realmente constatado. Mas, a quantidade encontrada foi muito superior à expectativa, o que novamente confirma o proposto por Jinlong, Hongyun (2014). Prosseguiu-se a análise para o corpo de prova cisalhado em 30% (deformação efetiva), constatando-se que provavelmente à medida que se chega a um valor limite de deformação, a transformação de fases acaba sendo limitada. A Figura 55 apresenta o difratograma dessa amostra, a qual tem a análise semi quantitativa apresentada na Tabela 15.

Figura 56 - Difratograma amostra AISI 304 cisalhada 30 % (deformação efetiva)



Fonte: Produzido pelo autor

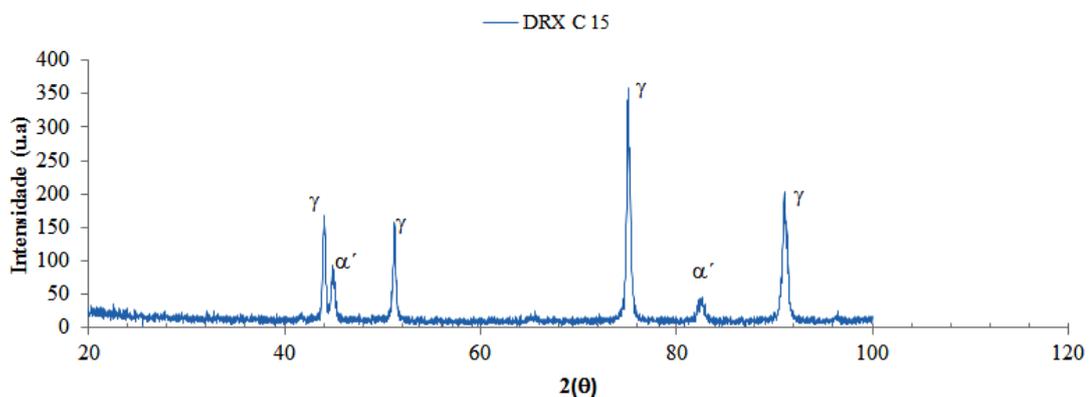
Tabela 14 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 cisalhada 30% (deformação efetiva)

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	43,85579	Austenita (γ)	123,25446	0,29855	329,4	1,11221
2	44,80972	Martensita α'	211,97571	0,43416	389,56	1,09341
3	51,01402	Austenita (γ)	107,77285	0,39207	219,322	0,99133
4	65,1002	Martensita α'	25,26719	0,70575	28,5658	0,84945
5	74,747	Austenita (γ)	299,84489	0,44688	535,357	0,79855
6	82,34247	Martensita α'	87,22147	0,65781	105,795	0,77729
7	90,91101	Austenita (γ)	222,49707	0,55745	318,462	0,77037
Área total						1077,834
Percentual aproximado das fases						
Austenita						69,897%
Martensita α'						30,103%
Martensita ϵ						0,000%

Fonte: Produzido pelo autor

Observa-se, como mencionado, que a quantidade de martensita formada é bem próxima à da amostra cisalhada em 15% (deformação efetiva). Quanto ao corpo de prova cuja deformação efetiva foi de 40%, notou-se uma transformação de fases menos intensificada. Não se sabe ao certo o que de fato ocorreu, uma vez que segundo Padilha; Guedes (1994), era de se esperar que o volume de martensita α' fosse maior. Os ensaios foram realizados, como dito, em duplicata, tendo ambos apresentado resultado similar. Assim, pode-se atribuir o ocorrido tanto à cinética de transformação de fases quanto a limitações de equipamento e falhas no ensaio, sendo essa causa a mais provável. O difratograma da amostra supracitada é apresentado na Figura 57 e a análise semi quantitativa, na Tabela 16.

Figura 57 - Difratograma amostra AISI 304 cisalhada 40 % (deformação efetiva)



Fonte: Produzido pelo autor

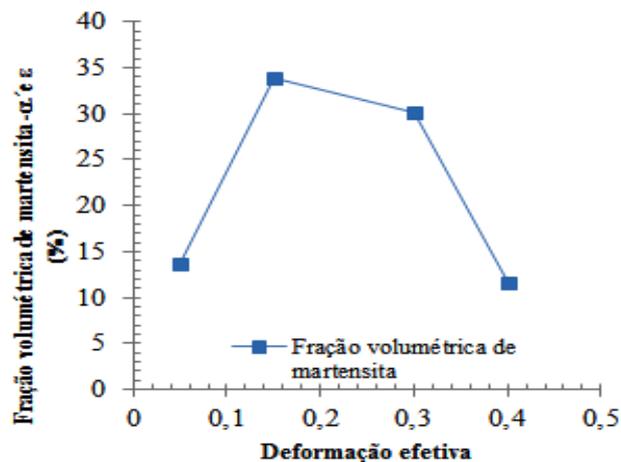
Tabela 15 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 cisalhada 40% (deformação efetiva)

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	43,75066	Austenita (γ)	64,6308	0,27061	190,56	1,11434
2	44,99086	Martensita α'	38,6776	0,33423	92,3326	1,08995
3	51,23162	Austenita (γ)	62,1582	0,27229	182,143	0,98830
4	75,11479	Austenita (γ)	188,988	0,3598	419,091	0,79717
5	82,53079	Martensita α'	19,9338	0,43157	36,8537	0,77695
6	91,06921	Austenita (γ)	133,194	0,4698	226,212	0,77040
Área total						507,583
Percentual aproximado das fases						
Austenita						88,453%
Martensita α'						11,547%
Martensita ϵ						0,000%

Fonte: Produzido pelo autor

A partir do levantamento de dados, construiu-se o gráfico apresentado na Figura 58, o qual traz a fração volumétrica de martensita (α' e ϵ) em função da quantidade de deformação efetiva imposta ao material, em regime de cisalhamento planar simples.

Figura 58 - Fração volumétrica de martensita (%) em função da deformação efetiva

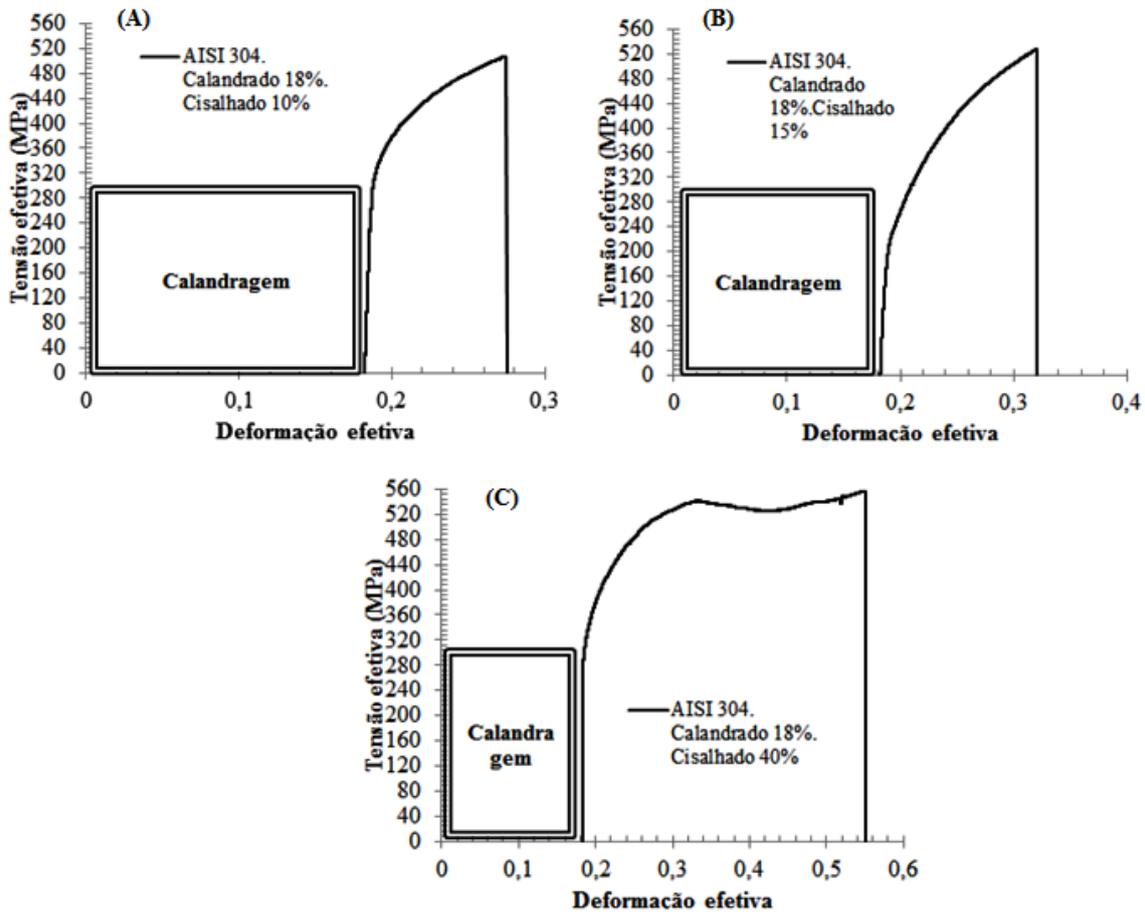


Fonte: Produzido pelo autor

6.2.4 Calandragem combinada a cisalhamento

Uma das rotas de deformação imposta ao material foi a calandragem (realizada com o intuito de simular o processo de laminação de chapas finas) seguida por ensaio de cisalhamento. Mensurou-se a deformação efetiva em calandragem, a qual ficou em torno de 18%. Logo após, o material foi submetido ao ensaio de cisalhamento planar simples, sob diferentes quantidades de deformação. Mensurou-se também a quantidade de martensita formada. Os gráficos de tensão efetiva X deformação efetiva, encontram-se na Figura 59.

Figura 59 - Gráficos Tensão efetiva (MPa) x Deformação efetiva para amostras pré-calandradas

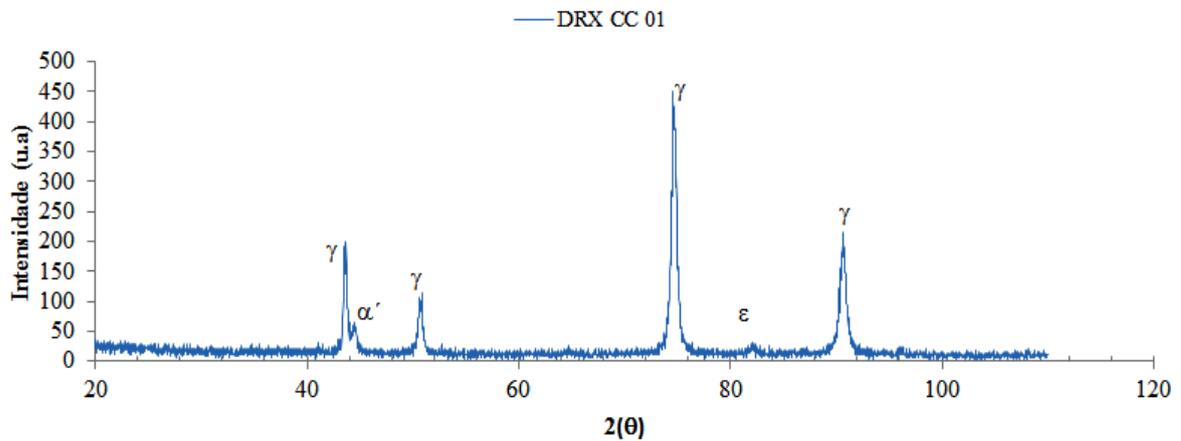


(A) Gráfico Tensão efetiva (MPa) x Deformação efetiva para amostra calandrada 18% e cisalhada 10% (deformações efetivas) (B) Gráficos Tensão efetiva (MPa) x Deformação efetiva para amostra calandrada 18% e cisalhada 15% (deformações efetivas) (C) Gráficos Tensão efetiva (MPa) x Deformação efetiva para amostra calandrada 18% e cisalhada 15% (deformações efetivas)

Fonte: Produzido pelo autor

O difratograma da amostra pré- calandrada e cisalhada em 10% (deformação efetiva), encontra-se na Figura 60.

Figura 60 - Difrátograma amostra pré-calandrada e cisalhada 10% (Deformação efetiva)



Fonte: Produzido pelo autor

Nota-se que, mesmo o material tendo um histórico de deformação, por calandragem, da ordem de 18%, houve formação de martensita ϵ , confirmando a dependência desse fenômeno com o modo de deformação. Sendo a deformação efetiva total equivalente a cerca de 30%, esperava-se uma fração volumétrica de martensita superior a 15%. A análise semi quantitativa encontra-se na Tabela 17.

Tabela 16 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 pré calandrada e cisalhada em 10% (deformação efetiva)

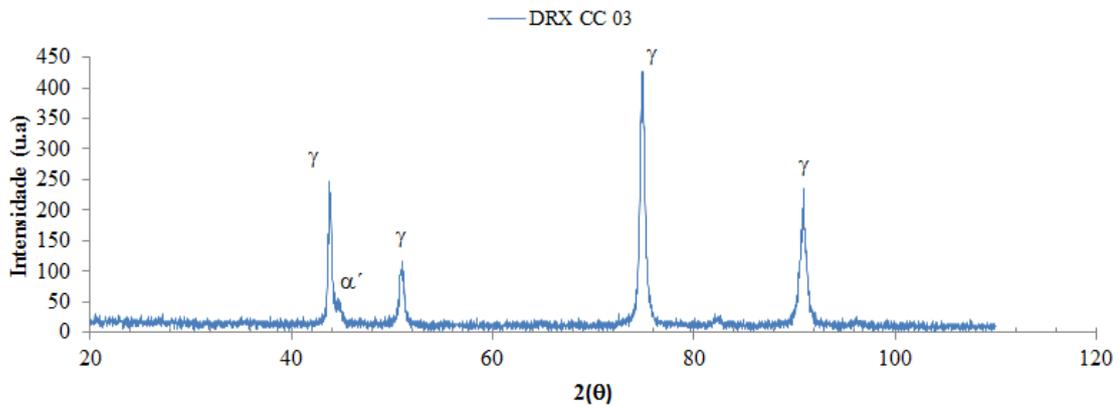
Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	43,61742	Austenita (γ)	97,8115	0,3389	230,284	1,11706
2	44,51567	Martensita α'	29,1823	0,46439	50,1395	1,09911
3	50,72215	Austenita (γ)	64,1482	0,45887	111,54	0,99545
4	74,69665	Austenita (γ)	339,704	0,50636	535,276	0,79874
5	82,10321	Martensita ϵ	7,84051	0,47139	13,271	0,77773
6	90,65471	Austenita (γ)	183,087	0,6255	233,545	0,77032
Área total						721,774
Percentual aproximado das fases						
Austenita						94,871%
Martensita α'						4,043%
Martensita ϵ						1,086%

Fonte: Produzido pelo autor

O teor de martensita encontrado foi inferior a 6%, o que torna a levantar a hipótese de falhas no ensaio ou mesmo da existência de um valor limite de deformação para ocorrência de

transformação de fases induzida por deformação. O difratograma da amostra pré- calandrada e cisalhada em 15% (deformação efetiva), encontra-se na Figura 61.

Figura 61 - Difratograma amostra pré-calandrada e cisalhada 15% (Deformação efetiva)



Fonte: Produzido pelo autor

Para a amostra supracitada, embora não haja mais martensita ϵ , não houve presença pronunciada de martensita α' , conforme expectativa, tornando mais evidente a possibilidade de falhas no ensaio devido a restrições do equipamento, relacionadas às dimensões das amostras utilizadas. Descarta-se, no momento, problemas relacionados à decapagem, pois as demais amostras testadas (de maiores dimensões), em maioria, não apresentaram tal problema. A Tabela 18 apresenta a análise semi quantitativa realizada para amostra em questão.

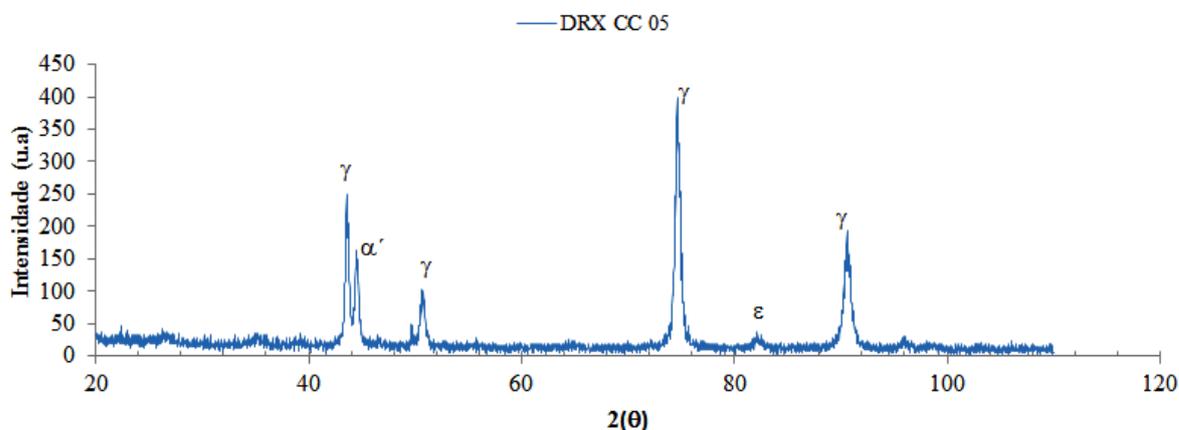
Tabela 17 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 pré calandrada e cisalhada em 15% (deformação efetiva)

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	43,86791	Austenita (γ)	124,375	0,36412	272,541	1,11190
2	44,76722	Martensita α'	20,3492	0,44058	36,8519	1,09416
3	50,98536	Austenita (γ)	76,5013	0,48782	125,127	0,99167
4	74,92838	Austenita (γ)	332,216	0,50598	523,877	0,79781
5	90,89692	Austenita (γ)	198,383	0,67419	234,779	0,77031
Área total						751,825
Percentual aproximado das fases						
Austenita (γ)						97,293%
Martensita α'						2,707%
Martensita ε						0,000%

Fonte: Produzido pelo autor

O difratograma da amostra pré- calandrada e cisalhada em 40% (deformação efetiva), encontra-se na Figura 62

Figura 62 - Difratoograma amostra pré-calandrada e cisalhada 40% (Deformação efetiva)



Fonte: Produzido pelo autor

Constatou-se presença de martensita ϵ , porém bem discreta. Os picos de martensita α' mostraram-se mais pronunciados, porém esperava-se uma fração maior de martensita induzida por deformação, à medida que os corpos de prova fossem mais deformados. Vale ressaltar aqui também que podem ter havido falhas não apenas no ensaio de DRX, mas também no ensaio de cisalhamento, também devido às reduzidas dimensões da amostra, o que pode ter dificultado sua fixação no dispositivo cisalhante.

Tabela 18 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 pré-calandrada e cisalhada em 40% (deformação efetiva)

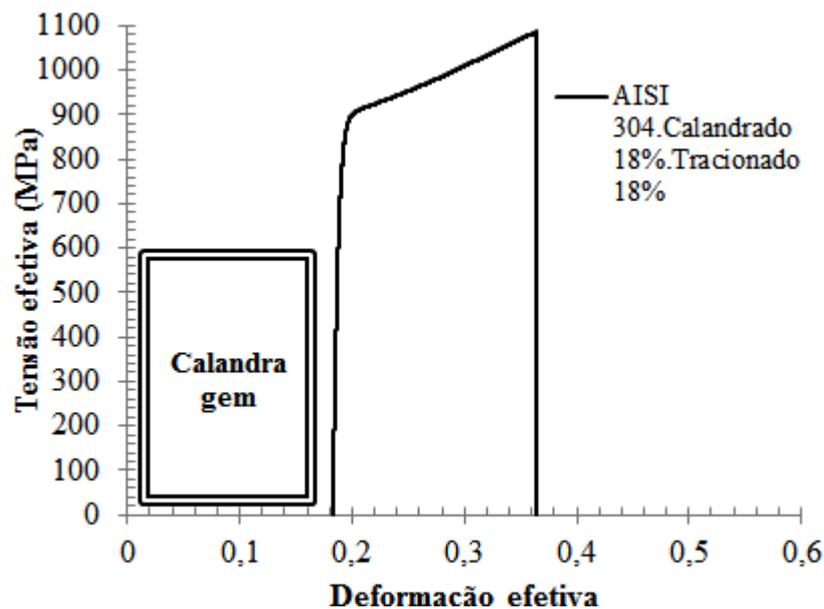
Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	44,5398	Austenita (γ)	78,3607	0,37922	164,872	1,09864
2	43,61324	Martensita α'	123,312	0,34988	281,208	1,11715
3	50,71815	Austenita (γ)	63,4615	0,49082	103,163	0,99551
4	74,69593	Austenita (γ)	283,949	0,48848	463,802	0,79874
5	82,15887	Martensita ε	8,52397	0,3932	17,2969	0,77763
6	90,64211	Austenita (γ)	162,897	0,67157	193,534	0,77032
Área total						720,503
Percentual aproximado das fases						
Austenita						81,702%
Martensita α'						17,115%
Martensita ε						1,183%

Fonte: Produzido pelo autor

6.2.5 Tração combinada a calandragem

Outra rota de deformação imposta ao material foi a calandragem seguida por ensaio de tração. Mensurou-se a deformação efetiva em calandragem, a qual ficou em torno de 18%. Logo após, o material foi submetido ao ensaio de tração uniaxial, impondo ao material uma deformação efetiva equivalente à realizada na operação de calandragem, 18%. O gráfico de tensão efetiva X deformação efetiva, encontra-se na Figura 63.

Figura 63 - Gráfico Tensão efetiva (MPa) x Deformação efetiva para amostra pré-calandrada, submetida a ensaio de tração uniaxial

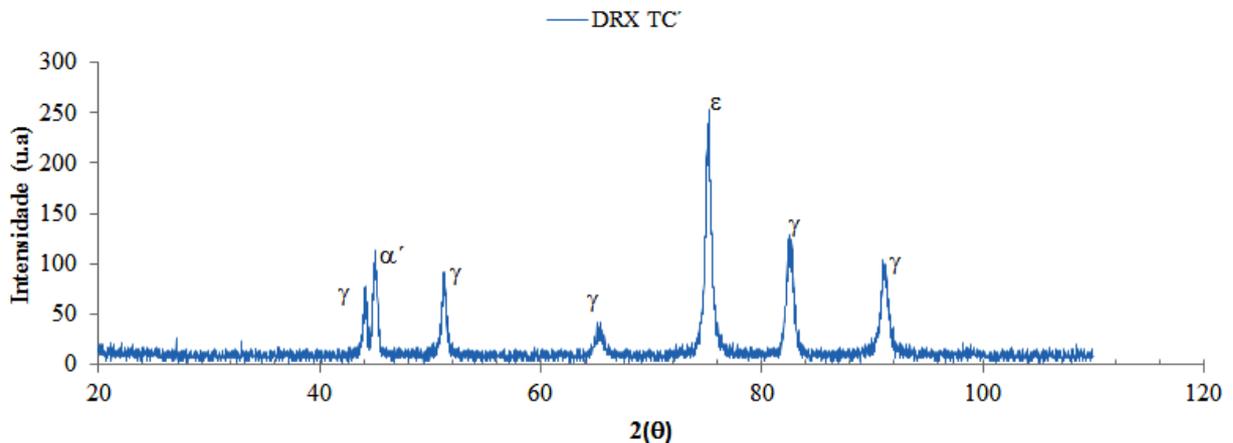


Fonte: Produzido pelo autor

Embora a deformação efetiva total a qual o material se sujeitou esteja próxima de 40%, o comportamento apresentado não era esperado, pois as referências do fabricante e o ensaio realizado até a ruptura do corpo de prova apontaram um limite de resistência à tração em torno de 657 MPa, equivalente à uma tensão efetiva da ordem de 1000 MPa. Ocorre porém que o resultado exibido acima indicou uma tensão próxima de 1100 MPa para deformar o corpo de prova já calandrado em 18%. Sabe-se, como indicado por Dieter (1981) e Reed Hill (1982), que uma pré-deformação causa ao material encruamento, levando-o ao endurecimento, com conseqüente aumento de resistência mecânica, mas esse fenômeno não ocorreu de forma tão intensa e pronunciada em nenhuma das referências pesquisadas, ainda que se leve em consideração a fração de martensita formada por deformação. Associa-se o

valor obtido também ao estado dos corpos de prova tracionados, como mostrado na Figura 38, os quais foram submetidos a pré-calandragem e, por isso, acabaram curvando-se, não ficando totalmente alinhados com os cabeçotes da máquina de ensaios durante a realização dos testes de tração. O difratograma referente à amostra testada é apresentado na Figura 64 e a análise semi quantitativa das fases, na Tabela 20.

Figura 64 - Difratograma amostra pré-calandrada e tracionada 18% (Deformação efetiva)



Fonte: Produzido pelo autor

Tabela 19 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 pré-calandrada e tracionada em 18% (deformação efetiva)

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	44,12563	Austenita (γ)	28,8189	0,34059	67,5127	1,10680
2	45,06089	Martensita α'	61,0385	0,40877	119,141	1,08862
3	51,28235	Austenita (γ)	55,1534	0,48309	91,0921	0,98760
4	65,31782	Austenita (γ)	30,8759	0,74277	33,1669	0,84796
5	74,78805	Austenita (γ)	209,661	0,58273	287,069	0,79690
6	82,57754	Austenita (γ)	115,277	0,64884	141,758	0,77686
7	91,11549	Austenita (γ)	104,233	0,7514	110,681	0,77041
Área total						605,057
Percentual aproximado das fases						
Austenita						90,885%
Martensita α'						9,115%
Martensita ε						0,000%

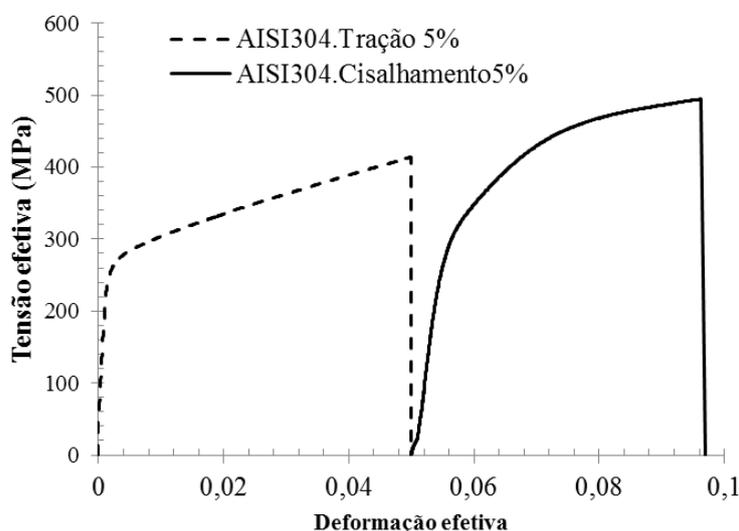
Fonte: Produzido pelo autor

Nota-se volume de martensita α' reduzido para quantidade de deformação imposta ao material, o que também foi característico da amostra. Novamente, trabalha-se com a hipótese de tais fenômenos estarem associados ao modo de deformação e, ainda, ao fato da amostra recolhida para ensaio de DRX apresentar dimensões reduzidas, podendo interferir no ensaio.

6.2.6 Tração combinada a cisalhamento

Após a realização dos ensaios de tração uniaxial, uma das rotas adotada foi a realização subsequente do ensaio de cisalhamento planar simples, o material já tracionado foi submetido a valores de deformação efetiva em cisalhamento da ordem de 5%, 15% e 30%, realizados em duplicata. Procedeu-se, para cada um dos corpos de prova, com o ensaio de difração de raios X. O gráfico relativo ao corpo de prova tracionado e cisalhado 5% (deformação efetiva) é apresentado na Figura 65.

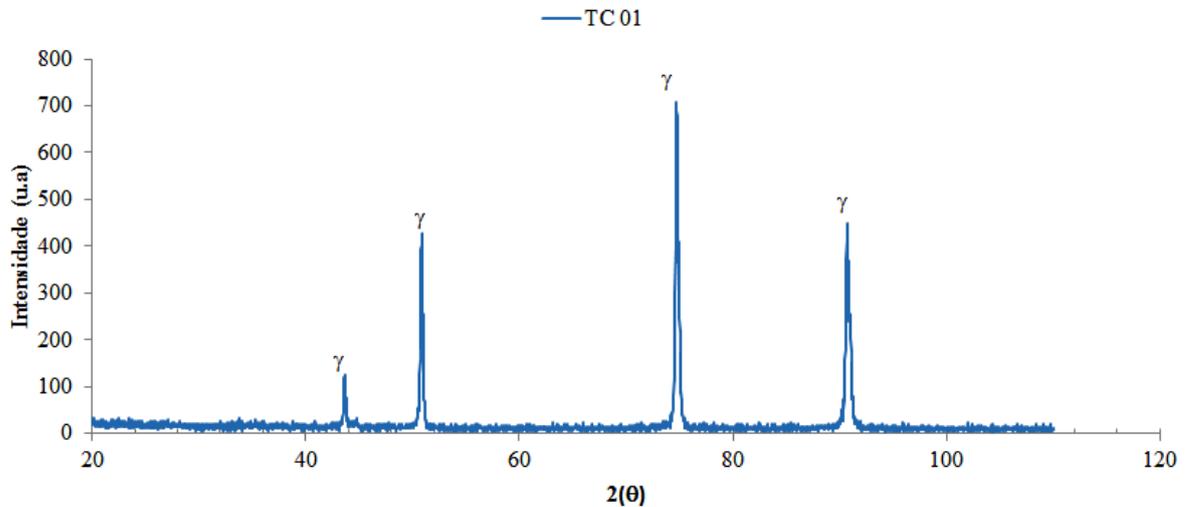
Figura 65 - Gráfico tensão efetiva (MPa) X deformação efetiva para corpo de prova tracionado 5% e cisalhado 5% (deformações efetivas)



Fonte: Produzido pelo autor

Constatou-se, para o valor de deformação prévia de 5%, considerado baixo (LOPES, 2009), que o material apresenta endurecimento, conforme comprova a curva subsequente de cisalhamento. Pode-se atribuir esse fator ao encruamento do material e, para esse caso, também em parte à formação de martensita. O difratograma do corpo de prova em questão é apresentado na Figura 66, sendo a análise semi quantitativa apresentada na Tabela 21. Fica claro que, para esse caso, o ensaio de DRX é inconclusivo, pois Padilha; Guedes (1994) aponta, que mesmo para valores de deformação efetiva inferiores a 5%, há formação de martensita, a qual não foi constatada nas amostras ensaiadas, evidenciando novamente o problema relativo às limitações do equipamento utilizado e às reduzidas dimensões da amostra testada.

Figura 66 - Difratoograma amostra pré-tracionada 5% e cisalhada 5% (Deformações efetivas)



Fonte: Produzido pelo autor

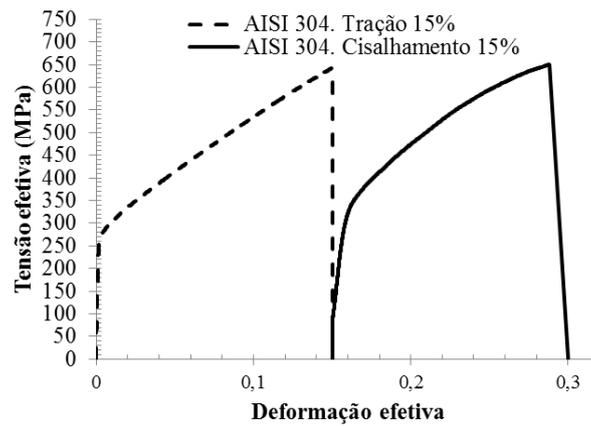
Tabela 20 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 5% e cisalhada em 5% (deformações efetivas)

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	43,6685	Austenita (γ)	61,797	0,23489	139,351	1,11602
2	50,8522	Austenita (γ)	41,607	0,23012	498,019	0,99361
3	74,76338	Austenita (γ)	154,885	0,2904	817,134	0,79849
4	90,74969	Austenita (γ)	408,831	0,38641	504,892	0,77034
Área total						667,120
Percentual aproximado das fases						
Austenita						100,000%
Martensita α'						0,000%
Martensita ε						0,000%

Fonte: Produzido pelo autor

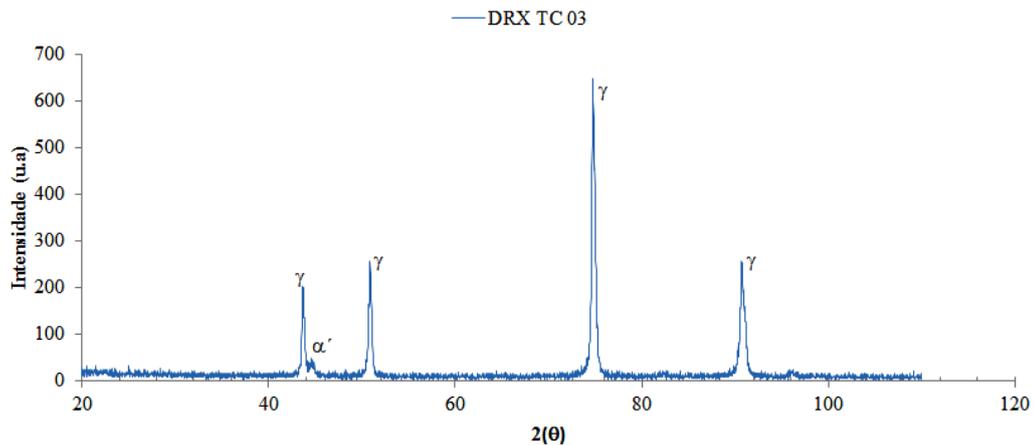
Esperava-se, para os corpos de prova que foram tracionados e cisalhados 15% (deformações efetivas), um endurecimento mais pronunciado, devido à maior pré-deformação. Ocorre, porém que o material exibiu comportamento inverso, apresentando leve amaciamento. Soma-se a isso também o fator da baixa fração de martensita formada, a qual não atingiu nem 3%, mesmo a deformação efetiva acumulada chegando a 30%. Isso pode ter ocorrido devido à rota imposta ou, ainda, devido às restrições, como já mencionado, do equipamento de cisalhamento. O gráfico tensão efetiva X deformação efetiva, para amostra citada, encontra-se na Figura 67 e seu difratograma, na Figura 68. A análise semi quantitativa é apresentada na Tabela 22.

Figura 67 - Gráfico tensão efetiva (MPa) X deformação efetiva para corpo de prova tracionado 15% e cisalhado 15% (deformações efetivas)



Fonte: Produzido pelo autor

Figura 68 - Difratoograma amostra tracionada 15% e cisalhado 15% (deformações efetivas)



Fonte: Produzido pelo autor

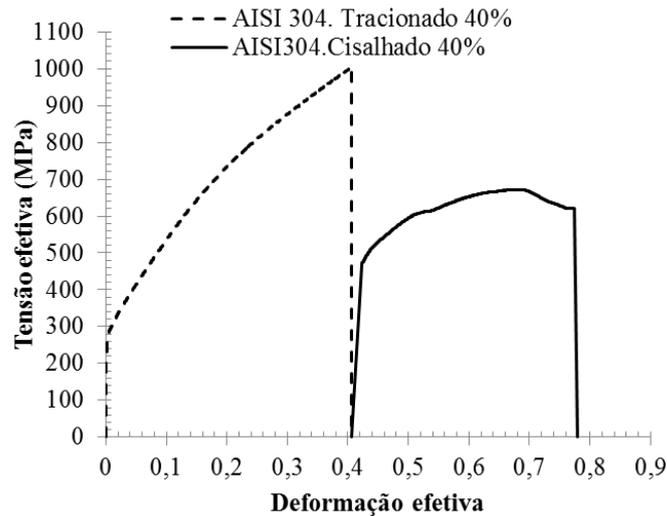
Tabela 21 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 15% e cisalhada em 15% (deformações efetivas)

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	43,72051	Austenita (γ)	83,18434	0,27703	239,581	1,11496
2	44,65918	Martensita α'	18,64683	0,38644	38,5	1,09632
3	50,89201	Austenita (γ)	119,85819	0,31027	308,226	0,99305
4	74,81612	Austenita (γ)	362,08019	0,36563	790,129	0,79829
5	90,7894	Austenita (γ)	188,66019	0,5101	295,098	0,77034
Área total						772,430
Percentual aproximado das fases						
Austenita						97,586%
Martensita α'						2,414%
Martensita ε						0,000%

Fonte: Produzido pelo autor

O gráfico relativo ao corpo de prova tracionado e cisalhado 30% (deformação efetiva) é apresentado na Figura 69.

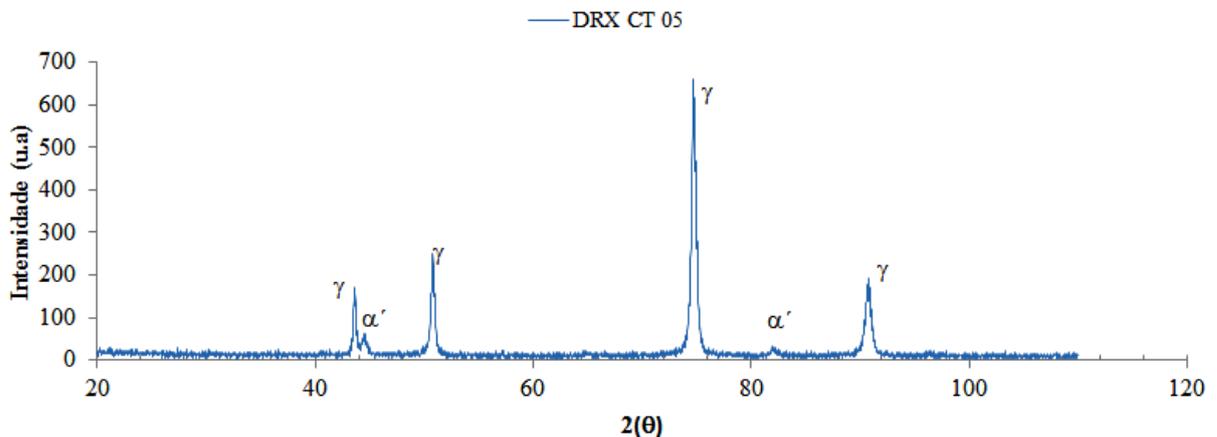
Figura 69 - Gráfico tensão efetiva (MPa) X deformação efetiva para corpo de prova tracionado 40% e cisalhado 40% (deformações efetivas)



Fonte: Produzido pelo autor

Para o material, que já se encontrava deformado em 30% em tração, esperava-se encruamento acentuado, levando a considerável endurecimento, o qual seria constatado no ensaio de cisalhamento. Porém, conforme gráfico acima, notou-se grande amaciamento do material, o qual teve uma tensão efetiva em tração da ordem de 980 MPa, enquanto que em cisalhamento esse valor, para a mesma quantidade de deformação, não passou de 680 MPa. Novamente, a fração volumétrica de martensita é contraditória, como apresentado no difratograma da Figura 70, não passando de 6%.

Figura 70 - Difratograma amostra tracionada 30% e cisalhado 30% (deformações efetivas)



Fonte: Produzido pelo autor

A análise semi quantitativa é apresentada na Tabela 23, confirmando a baixa fração de martensita formada e os problemas já mencionados.

Tabela 22 - Análise semi quantitativa amostra AISI 304 tracionada 30% e cisalhada em 30% (deformações efetivas)

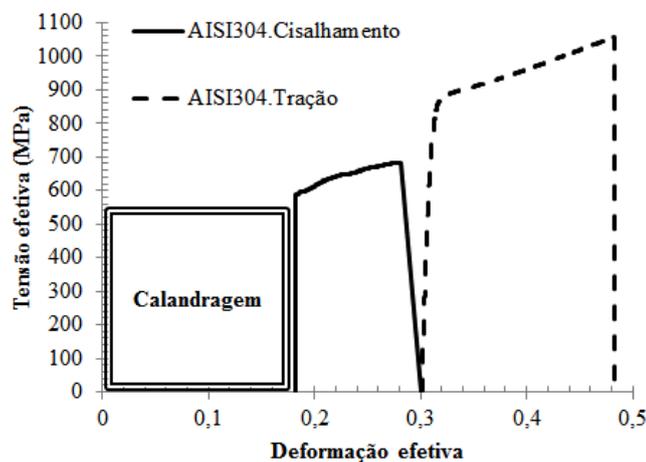
Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	43,64788	Austenita (γ)	64,9511	0,27906	185,708	1,11644
2	44,54986	Martensita α'	30,2783	0,43185	55,9423	1,09844
3	50,8202	Austenita (γ)	120,778	0,35932	268,197	0,99406
4	74,75704	Austenita (γ)	428,979	0,42456	806,18	0,79851
5	82,06565	Martensita α'	11,7492	0,56213	16,6767	0,77780
6	90,75845	Austenita (γ)	151,815	0,58319	207,704	0,77034
Área total						808,551
Percentual aproximado das fases						
Austenita						94,802%
Martensita α'						5,198%
Martensita ϵ						0,000%

Fonte: Produzido pelo autor

6.2.7 Tração combinada à calandragem e a cisalhamento

Optou-se também pela realização de rota combinada, na qual o material foi calandrado, sofrendo uma deformação efetiva próxima de 18%. Em seguida, realizou-se ensaio de tração, com deformação efetiva também próxima de 18% e, por fim, retirou-se o corpo de prova de cisalhamento, o qual foi deformado, efetivamente, em cerca de 10%. O gráfico tensão efetiva (MPa) X deformação efetiva é apresentado na Figura 71.

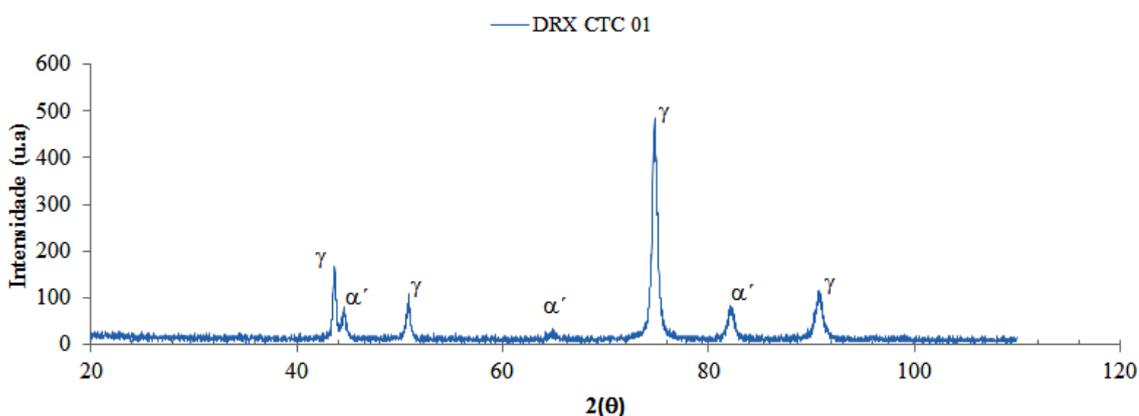
Figura 71 - Gráfico tensão efetiva (MPa) X deformação efetiva para corpo de prova pré-calandrado 18%, tracionado 18% e cisalhado 10% (deformações efetivas)



Fonte: Produzido pelo autor

Verifica-se novamente que a curva relativa ao ensaio de cisalhamento, realizado posteriormente à tração uniaxial, encontra-se abaixo da curva relativa a esse ensaio. Notou-se novamente o fenômeno de amaciamento, ainda que o material tenha sido calandrado. Isso se deve provavelmente aos valores de deformação impostos aos materiais e à rota, a qual visou simular a complexidade dos esforços aos quais o material é submetido num processo de conformação como a laminação, por exemplo. O difratograma relativo à amostra encontra-se na Figura 72, sendo a análise referente ao mesmo apresentada na Tabela 24. A fração volumétrica de martensita gerada por deformação manteve-se próxima de 15%, o que pode estar relacionado à cinética e ao modo de deformação formulados por Tavares et al (2003).

Figura 72 - Difratograma amostra calandrada 18%, tracionada 18% e cisalhada 10% (deformações efetivas)



Fonte: Produzido pelo autor

Tabela 23 - Análise semi quantitativa amostra calandrada 18%, tracionada 18% e cisalhada 10% (deformações efetivas)

Pico	Centro 2(θ)	Fase	Área	Comprimento	Altura	Distância interplanar (d), em Å
1	43,69101	Austenita (γ)	75,9176	0,3388	178,788	1,11556
2	44,62268	Martensita α'	38,4225	0,41582	73,7253	1,09702
3	50,84694	Austenita (γ)	52,4296	0,40602	103,031	0,99368
4	64,87868	Martensita α'	11,9643	0,59085	16,1565	0,85098
5	74,80412	Austenita (γ)	392,326	0,54344	576,018	0,79833
6	82,19996	Martensita α'	66,7856	0,6628	80,3975	0,77755
7	90,77848	Austenita (γ)	113,437	0,75262	120,259	0,77034
Área total						751,282
Percentual aproximado das fases						
Austenita						84,404%
Martensita α'						15,596%
Martensita ε						0,000%

Fonte: Produzido pelo autor

7. CONCLUSÃO

- I. O fenômeno de transformação martensítica induzida por deformação de fato ocorreu nas amostras avaliadas, ainda que o valor de deformação fosse baixo (inferior a 6%);
- II. A cinética de transformação martensítica percebida pode ser dada pela seguinte sequencia: Austenita (γ) \rightarrow Martensita ε \rightarrow Martensita α' , o que pôde ser comprovado com a realização dos ensaios de DRX;
- III. O endurecimento do material por encruamento, a partir de deformações prévias foi percebido para valores de deformação efetiva da ordem de até 6%, o que pode ser percebido através dos gráficos de tensão efetiva X deformação efetiva apresentados, nos quais para valores de deformação superiores a 5%, com processamento subsequente, nota-se “amaciamento” do material, o que pode abrir precedente para estudos posteriores;
- IV. Para as condições nas quais o material foi trabalhado, com o encruamento prévio gerado pela laminação, verificou-se que o melhor critério de escoamento para conversão de tensão cisalhante em tensão efetiva foi o de Tresca, cujo coeficiente é 2,0;
- V. Alguns ensaios de DRX mostraram-se ineficientes, o que foi constatado pelo ruído e pela presença pouco pronunciada de picos relativos às fases em estudo e também pela divergência nos casos nos quais houve rota combinada de processamento. Isso ocorreu provavelmente devido às dimensões das amostras, às limitações do equipamento ou mesmo devido ao método de decapagem realizado;
- VI. O número de variáveis envolvidas no processo de conformação, bem como a complexidade das mesmas, torna difícil a análise e simulação precisa dos esforços e do modo de deformação aos quais o material está submetido. No estudo realizado as limitações dos equipamentos utilizados e as dimensões reduzidas de algumas amostras dificultaram a análise mais acurada.
- VII. Ainda que os ensaios de DRX não tenham sido muito claros, pode-se afirmar que, para um mesmo modo de deformação, o aumento da quantidade de deformação acarreta aumento da fração volumétrica de martensita, no aço inoxidável AISI 304, podendo haver um valor limite ou exceções, quando o modo de deformação predominante é o cisalhamento planar;

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ACESITA - APERAM SOUTH AMERICA (Brasil) (Org.). **Aço INOX: Especificações Técnicas**. 2012. Disponível em: <<http://www.aperam.com/brasil/port/arquivos/TT-0012-11-EspecificacoesTecnicas.pdf>>. Acesso em: 18 jan. 2015.

ANTUNES, Augusto Eduardo Baptista; ANTUNES, Lidia Mikiko Doi. Comportamento plástico do aço inoxidável austenítico em baixas temperaturas. **Revista da Escola de Minas, Ouro Preto**, p. 141-147. v.60, n.1 jan-mar. 2007.

ARCELORMITTAL INOX BRASIL. **Aços Inoxidáveis: aplicações e especificações**. Organizado por Eng. Héctor Mario Carbó. Disponível em: <ftp://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EngMec_NOTURNO/TM343/artigo_acoinox_aplicacao_especificacao.pdf>. Acesso em: 25 jul. 2013.

BAYERLEIN, M.; CHRIST, H. J.; MUGHRABI, H.. Plasticity-induced martensite transformation during cyclic deformation of AISI 304L stainless steel. **Materials Science And Engineering A**, Erlangen, v. 114, n. , p.L11-L16, 15 jul. 1989.

BOUVIER, S. et al. Simple shear tests: Experimental techniques and characterization of the plastic anisotropy of rolled sheets at large strains. **Journal Of Materials Processing Technology**, Paris, p. 96-103. 20 fev. 2006.

CALLISTER JUNIOR, William D.. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

CARDOSO, Rodrigo Perito. **Transformações de fases nos metais: Desenvolvimento da microestrutura e alteração de propriedades**. Disponível em: <ftp://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EngMec_NOTURNO/TM343/04-Transformacao%20de%20fases%20nos%20metais.pdf>. Acesso em: 03 ago. 2013.

CAVALLI, Ailton. **Aço inoxidável**. Disponível em: <<http://xa.yimg.com/kq/groups/21784460/1858665406/name/Aco+inoxidavel.pdf>>. Acesso em: 25 jul. 2013.

CORRÊA, Elaine Carballo Siqueira; AGUILAR, Maria Teresa Paulino; CETLIN, Paulo Roberto. The influence of cyclic straining on the work hardening behavior of AISI 304 stainless steel bars in multiple-pass drawing. **Materials Chemistry And Physics**. [s.l.], p. 95-101. 15 nov. 2007

CETLIN, Paulo Roberto; HELMAN, Horacio. **Fundamentos da conformação: Mecânica dos metais**. 2. ed. São Paulo: Artliber, 2005. 265 p.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM - Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2012. 600 p.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Blucher, 2008. 672 p. Edição revista e atualizada por André Luiz V. da Costa e Silva.

COSTA, Rodrigo Pasiani. **Caracterização de materiais por microscopia de força atômica: topografia, interações elétricas e magnéticas**. São Bernardo Campo: Centro Universitário da Fundação Educacional Inaciana, 2011. 109 p.

DIETER, George E.. **Metalurgia Mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 660 p.

FANG, X. F.; DAHL, W.. Strain hardening and transformation mechanism of deformation-induced martensite transformation in metastable austenitic stainless steels. **Materials Science And Engineering**, Aquisgrano, v. 141, n. 2, p.189-198, 07 ago. 1991.

GUIMARÃES, Rodrigo Freitas et al. Influência do teor de Mo na microestrutura de ligas Fe-9Cr-xMo. **Soldagem ; Inspeção**, São Paulo, v. 15, n. 04, p.254-264, 2010. Trimestral.

HUANG, G. L.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G.. Martensit Formation, Strain Rate Sensitivity, and Deformation Behavior of Type 304 Stainless Steel Sheet. **Metallurgical And Materials Transactions A**, Colorado, v. 20, n. 07, p.1239-1246, jul. 1989.

JINLONG, Lv; HONGYUN, Luo. Effects of strain and strain-induced α' -martensite on passive films in AISI 304 austenitic stainless steel. **Materials Science And Engineering C**. Beijing, p. 484-490. jan. 2014.

KING, Fraser. **Corrosion Resistance of Austenitic and Duplex Stainless Steel in Enviroments Related to UK Geological Disposal: A Report to NDA RWMD**. Cúmbria: Quintessa Limited, 2009. 54 p.

LOPES, W. **Estudo do encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 com uso da técnica de cisalhamento planar simples**. Belo Horizonte: Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 2009. 186p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

MAGALHÃES, Maurício. **Formação de fase sigma em aço inoxidável dúplex SAF 2205 – efeito de rápido aquecimento entre 700 e 900°C**. São Bernardo Campo: Centro Universitário da Fundação Educacional Inaciana, 2004. 22 p.

MARABÁ GUSA SIDERÚRGICA LTDA - MARAGUSA (Marabá). **Processo de produção de ferro gusa: História do Ferro**. 2014. Disponível em: <<http://www.maragusa.com.br/gusa.php>>. Acesso em: 14 ago. 2014.

MARINHO JUNIOR, A.. **Ensaios mecânicos: Torção e cisalhamento**. Notas de aula: Disciplina ensaios de materiais, UERJ. Disponível em: <<http://www.fat.uerj.br/intranet/disciplinas/Ensaio%20de%20Materiais/EM08.pdf>>. Acesso em: 10 set. 2013.

MILAD, M. et al. The effect of cold work on structure and properties of AISI 304 stainless stel. **Journal Of Materials Processing Technology**, Tripoli, p. 80-85. 18 jul. 2008.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C.. **Aços inoxidáveis austeníticos: Microestrutura e propriedades**. São Paulo: Hemus, 1994. 170 p.

PADILHA, A. F.. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e propriedades**. São Paulo: Hemus, 1997. 353 p.

PEREIRA, Alexandre Miguel Ramos. **Processos de Fabricação: Calandragem**. Marinha Grande: Isdom, 2012. 14 p.

RAMAN, S. Ganesh Sundara; PADMANABHAN, K. A.. Tensile deformation-induced martensitic transformation in AISI 304LN austenitic stainless steel. **Journal Of Materials Science Letters**, Madras, p. 289-392. 01 mar. 1994.

REED-HILL, Robert E.. **Princípios de Metalurgia Física**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. 776 p.

ROMANA, Raquel. **Cinética de formação de fase sigma entre 700°C e 900°C no aço inoxidável superdúplex UNS S32750 (SAF 2507)**. 2009. 79 f. Dissertação (Mestrado) - Fundação Educacional Inaciana, São Bernardo do Campo, 2009.

SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. São Paulo: Blucher, 2010. 664 p. Edição revista e ampliada.

SILVA, Paulo Maria de O. et al. Cold deformation effect on the microstructures and mechanical properties of AISI 301LN and 316L stainless steels. **Materials And Design**, Fortaleza, v. 32, n. 2, p.605-614, fev. 2011.

SOUZA, Sérgio Augusto de. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos: Fundamentos teóricos e práticos**. 5. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982. 287 p.

TAVARES, S. S. M. et al. Phase transformation induced by severe plastic deformation in the AISI 304L stainless steel. **Materials Science And Engineering A**, Niterói, v. 258, n. 1-2, p.32-36, 15 out. 2003.

TAVARES, S. S. M. et al. Detecção de pequenos teores de fase sigma e avaliação dos seus efeitos na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S31803. **Engevista**, Rio de Janeiro, v. 08, n. 02, p.77-82, dez. 2006.

TEIXEIRA, Bruno Otávio Soares; JOTA, Fábio Gonçalves; TEIXEIRA, Marcos Henrique. Modelagem, controle e otimização do processo dos fornos de reaquecimento de placas. **Controle e Automação**, Belo Horizonte, v. 18, n. 01, p.67-93, 2007. Trimestral.

TOURKI, Z.; BARGUI, H.; SIDHOM, H.. The kinetic of induced martensite formation and its effect on forming limit curves in the AISI 304 stainless steel. **Journal Of Materials Processing Technology**, Tunis, p. 330-336. 20 ago. 2005.

VILLARES METALS S.A (Sumaré). **Martensíticos**. Disponível em: <http://www.villaresmetals.com.br/portuguese/1010_PTB_HTML.htm>. Acesso em: 28 jul. 2013.

ZANDRAHIMI, Morteza et al. The formation of martensite during wear of AISI 304 stainless steel. **Wear**. Kerman, v. 9-10, n. 263, p. 674-678. abr. 2011.