

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Tâmisa Eleutério Silva

**EFEITO DAS DEFORMAÇÕES MONOTÔNICA E CÍCLICA NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO E NA RECRISTALIZAÇÃO DE UM AÇO LIVRE
DE INTERSTICIAIS**

Belo Horizonte
Novembro de 2015

Tâmisa Eleutério Silva

Efeito das Deformações Monotônica e Cíclica no Comportamento Mecânico e na Recristalização de um Aço Livre de Intersticiais

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Co-orientador: Wellington Lopes

Belo Horizonte

Novembro de 2015

Silva, Tâmisia Eleutério
S586e Efeito das deformações monotônica e cíclica no comportamento
mecânico e na recristalização de um aço livre de intersticiais /
Tâmisia Eleutério Silva. - 2015.
100 f. : il.; tabs. ; grafs ; fotos. –

Orientador: Elaine Carballo Siqueira Corrêa.
Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação
Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em
Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2015.

Bibliografia.

1. Aço – Tratamento térmico. 2. Recristalização (Metalurgia). 3.
Metais – Propriedades mecânicas. 4. Análise térmica. I. Corrêa,
Elaine Carballo Siqueira. II. Título.

CDD: 620.1123



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

***“EFEITO DAS DEFORMAÇÕES MONOTÔNICA E CÍCLICA
NO COMPORTAMENTO MECÂNICO E NA
RECRISTALIZAÇÃO DE UM AÇO LIVRE DE
INTERSTICIAIS”***

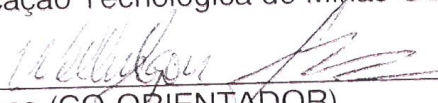
Autora: Tâmisa Eleutério Silva

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa


A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



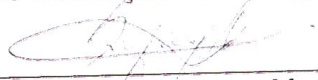
Prof^a. Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (ORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG



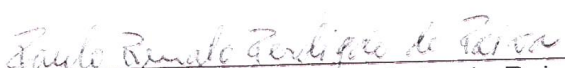
Prof. Dr. Wellington Lopes (CO-ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG



Prof^a. Dr^a. Maria Celeste Monteiro de Souza Costa
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG



Prof^a. M^a. Suzanny Cristina Soares Martins
Faculdade Pitágoras



Prof. Dr. Paulo Renato Perdigão de Paiva
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Belo Horizonte, 05 de Novembro de 2015.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos aqueles que estiveram envolvidos de alguma maneira para a realização deste trabalho.

Em primeiro lugar e de forma especial, agradeço a Professora Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa pela orientação, compreensão, paciência, disponibilidade, pelos puxões de orelha e incentivo, mas acima de tudo, pelo amor, pela amizade e pelo carinho. Sem ela, nada teria sido possível. Obrigada, mãe!

Ao Professor Joel Romano Brandão que generosamente me socorreu em todos os momentos em que busquei seu auxílio durante esta caminhada. Muito obrigada pela imensa dedicação.

Ao Professor Dr. Wellington Lopes, pela presença e incentivos constantes, e por todo o conhecimento compartilhado. Muito obrigada.

À Grazielle Braga, Aline Magalhães e Suzanny Martins que iniciaram esta caminhada comigo, agradeço pelo companheirismo, incentivos e ajuda nos momentos difíceis.

Ao Professor Augusto, pela estimada ajuda na realização dos ensaios de deformação a frio no Departamento de Transportes e Trânsito do CEFET-MG. Muito obrigada pela disponibilidade e cordialidade de sempre.

Aos Técnicos Geraldinho e Carlinhos pelo suporte fornecido e gentileza de sempre.

À Gerdau Pindamonhangaba por colocar a disposição do trabalho seus laboratórios e por incentivar a realização deste.

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas por disponibilizar seus equipamentos e pessoal para realização dos ensaios térmicos e por não medir esforços para que todos os ensaios fossem realizados da melhor forma possível

À Profa Maria Celeste de Souza Costa e ao Prof. Paulo Renato Perdigão de Paiva pelos conselhos oportunos, e por aceitarem fazer parte desta banca.

Ao meu irmão João Paulo que foi braço direito e esquerdo na etapa final deste projeto, sem sua inestimada ajuda eu não teria conseguido.

A minha família, amigos e ao Flávio por todo apoio, suporte, paciência e por me fazer persistir sempre.

Por fim, agradeço a Deus por colocar todos esses anjos no meu caminho e me permitir chegar até aqui para alcançar mais esta conquista.

RESUMO

Durante as operações de conformação mecânica os materiais metálicos sofrem a ação de esforços externos que produzem deformação plástica. Quando um material metálico é deformado plasticamente, à medida que a deformação aumenta, a resistência mecânica do material também se eleva, esse fenômeno recebe o nome de encruamento. Trabalhos desenvolvidos com alumínio, latão e aço baixo teor de carbono mostraram que o comportamento mecânico destes materiais quando submetidos a esforços múltiplos e cíclicos diferenciavam do usual chegando, por vezes, a apresentar uma taxa de encruamento negativa. Diante desse contexto, avaliou-se neste trabalho a evolução do encruamento no aço livre de intersticiais submetido à deformação cíclica e monotônica em diferentes magnitudes a fim de averiguar a interferência desse processamento mecânico nas propriedades mecânicas desse material, bem como na sua recristalização. Os resultados mostraram que, independente do modo de deformação aplicada, materiais com menor tamanho de grão apresentam maior resistência mecânica e menor temperatura de recristalização e austenitização. Adicionalmente, como consequência da deformação monotônica, foi observado que a resistência do material se intensifica à medida que a magnitude da deformação aumenta, sendo inverso o comportamento observado para as temperaturas de recristalização e austenitização. Quando deformados ciclicamente o material apresentou comportamentos distintos em decorrência do aumento do número de ciclos de deformação aplicada, tipo de pré-deformação e magnitude do esforço. De forma geral, deformações de magnitudes menores, pré-deformações cíclicas e maior número de ciclos levaram a um encruamento maior do material. Em termos de temperatura de recristalização da ferrita e temperatura de austenitização, quanto maior o encruamento apresentado pelo material deformado, mais baixas foram as temperaturas de recristalização.

Palavras-chave: Encruamento; Aço IF; Deformação cíclica; Recristalização

ABSTRACT

During the operations of mechanical forming, metallic materials undergo the action of external efforts to produce plastic deformation. When a metallic material is plastically deformed, as the deformation increases, the mechanical strength of the material also rises, this phenomenon is called strain hardening. Researches done with aluminum, brass and low-carbon steel showed that the mechanical behavior of these materials, when subjected to multiple and cyclic efforts, differ from usual, even sometimes, showing a negative work hardening rate. Given this context, this study evaluated the evolution of hardening in the interstitial-free steel subjected to cyclic and monotonic deformation in different magnitudes in order to verify the interference of this mechanical processing on mechanical properties and mechanical behavior of this material, as well as in its recrystallization . The results showed that, regardless of the applied deformation, materials with smaller grain size have a higher mechanical strength and lower recrystallization and austenitizing temperature. Additionally, as a result of monotonic deformation, it was observed that the material strength increases as the magnitude of the deformation increases, and the opposite behavior was observed for recrystallization and austenitizing temperatures. When cyclically deformed, this material showed different behavior due to the increase in the number of deformation cycles applied, type of pre-deformation and magnitude of effort. In general, smaller magnitude of the deflections, cyclic pre-deformation and a greater number of cycles led to an increased work hardening of the material. In terms of ferrite recrystallization temperature and austenitizing temperature, the higher the strain hardening presented by deformed material, the lower recrystallization temperatures appears.

Keywords: Work hardening; IF steel; cyclic deformation; Recrystallization.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 3.1 - Desenho esquemático dos mecanismos de deformação plástica..... | 13 |
| Figura 3.2 – Representação esquemática da curva tensão-deformação para materiais sem encruamento e com encruamento..... | 15 |
| Figura 3.2 – Representação esquemática da curva tensão-deformação para materiais sem encruamento e com encruamento..... | 16 |
| Figura 3.4 - Energia armazenada no encruamento e fração da energia total na forma de energia armazenada em função do alongamento % no ensaio de tração..... | 17 |
| Figura 3.5 - Representação esquemática da curva tensão cisalhante - deformação cisalhante de um material metálico monocristalino CFC..... | 19 |
| Figura 3.6 – Representação esquemática dos efeitos da alteração do caminho de deformação..... | 21 |
| Figura 3.7 - Efeito das deformações reversa e ortogonal na resposta macroscópica de materiais..... | 23 |
| Figura 3.8 - Curva tensão x deformação evidenciando a diferença de propriedade mecânica entre materiais deformados monotonicamente e com alteração de caminho de deformação..... | 24 |
| Figura 3.9 - Curva de tensão-deformação de um aço livre de intersticiais deformado com diferentes caminhos e taxas de deformação..... | 24 |
| Figura 3.10 - Curvas tensão-deformação efetivas obtidas para o latão submetido a deformação monotônica e cíclica..... | 25 |
| Figura 3.11 - Curva “tensão x deformação” de engenharia de arames pré-deformados em diferentes números de ciclos..... | 26 |
| Figura 3.12 - Evolução da microdureza na superfície e no núcleo de amostra pré-deformadas em função do número de torções..... | 27 |

| | |
|--|----|
| Figura 3.13 - Diagrama de recristalização de molibdênio..... | 29 |
| Figura 3.14 - Influência da temperatura de recozimento no tempo de recristalização de uma liga de cobre puro laminado a frio (98%)..... | 30 |
| Figura 3.15 - Efeito da deformação prévia (mensurada por meio do alongamento %) no tamanho de grão recristalizado de amostras de latão..... | 32 |
| Figura 3.16 - Movimentação atômica durante o crescimento de grão..... | 33 |
| Figura 3.17 - Esquema representativo dos fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grão..... | 34 |
| Figura 3.18- Propriedades mecânicas de amostras de aço livre de intersticiais recozidas após laminação em um e dois passes..... | 35 |
| Figura 3.19 - Curva tensão-deformação de um aço livre de intersticiais de ultra baixo carbono processado pelo método ARB a temperatura ambiente..... | 35 |
| Figura 3.20 - Limite de resistência e alongamento do aço livre de intersticiais de ultra baixo carbono processado por ARB em 5 ciclos em função da temperatura de recozimento..... | 36 |
| Figura 3.21 - Micrografia do aço IF..... | 37 |
| Figura 3.22 - Comparação entre os tempos de recristalização de um aço acalmado ao alumínio e aços IF..... | 39 |
| Figura 3.23 - Efeito do teor de carbono e de nitrogênio no valor médio de \bar{r} | 39 |
| Figura 3.24 - Efeito do teor de carbono nas propriedades do aço IF estabilizado com titânio e titânio/níbio..... | 40 |
| Figura 3.25 - Efeito do teor de titânio no aço IF..... | 41 |
| Figura 4.1 – Fluxograma geral do trabalho desenvolvido..... | 42 |
| Figura 4.2 – Espectrometros ópticos utilizados para análise de composição química..... | 44 |

| | |
|--|----|
| Figura 4.3 - Forno <i>Brasimet</i> modelo Heraus utilizado para realização dos tratamentos térmicos..... | 45 |
| Figura 4.4 - Exemplo de medição de grão com auxílio do programa Image-Pro Plus..... | 46 |
| Figura 4.5 - Desenho esquemático do corpo de prova de compressão..... | 47 |
| Figura 4.6 – Máquina EMIC utilizada para processamento mecânico..... | 48 |
| Figura 4.7 - Representação esquemática da deformação monotônica por compressão em diferentes magnitudes..... | 48 |
| Figura 4.8 - Representação esquemática da combinação da deformação monotônica de 15% com a sequência de deformação cíclica de 5% em cada eixo..... | 49 |
| Figura 4.9- Representação esquemática da deformação cíclica nos corpos de prova..... | 49 |
| Figura 4.10- Microscópio óptico..... | 50 |
| Figura 4.11 - Microdurômetro Shimadzu – modelo 2T..... | 51 |
| Figura 4.12 – Simulação termodinâmica do aço IF realizada no software <i>Thermocalc</i> | 52 |
| Figura 5.1 – Micrografia do aço IF nas condições de estado inicial..... | 55 |
| Figura 5.2 – Comparação de dureza dos aços IF com diferentes tamanhos de grão..... | 57 |
| Figura 5.3 – Curvas de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão..... | 58 |
| Figura 5.4 – Temperaturas obtidas no ensaio de DTA..... | 58 |
| Figura 5.5 – Curvas de dilatometria para o aço IF com diferentes tamanhos de grão..... | 61 |
| Figura 5.6 – Temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de dilatometria..... | 61 |

| | |
|--|----|
| Figura 5.7 – Micrografia do aço IF com menor tamanho de grão submetido à deformação plástica monotônica com diferentes magnitudes..... | 62 |
| Figura 5.8 – Micrografia do aço IF com tamanho de grão intermediário submetido à deformação plástica monotônica com diferentes magnitudes..... | 63 |
| Figura 5.9 – Micrografia do aço IF com maior de grão intermediário submetido à deformação plástica monotônica com diferentes magnitudes..... | 63 |
| Figura 5.10 – Micrografia do aço IF com menor tamanho de grão submetido à deformação plástica cíclica e combinada com diferentes magnitudes..... | 64 |
| Figura 5.11 – Micrografia do aço IF com tamanho de grão intermediário submetido à deformação plástica cíclica e combinada com diferentes magnitudes..... | 65 |
| Figura 5.12 – Micrografia do aço IF com maior tamanho de grão submetido à deformação plástica cíclica e combinada com diferentes magnitudes..... | 66 |
| Figura 5.13 – Comparação de dureza do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente..... | 67 |
| Figura 5.14 – Comparação de dureza do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados ciclicamente..... | 68 |
| Figura 5.15 – Comparação de dureza do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%..... | 72 |
| Figura 5.16 - Curvas de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente..... | 74 |
| Figura 5.17 – Temperaturas obtidas no ensaio de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente..... | 75 |
| Figura 5.18 - Curvas de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados ciclicamente..... | 78 |
| Figura 5.19 – Temperaturas obtidas no ensaio de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados ciclicamente..... | 79 |

| | |
|---|----|
| Figura 5.20 - Curvas de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%..... | 81 |
| Figura 5.21 – Temperaturas obtidas no ensaio de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%..... | 82 |
| Figura 5.22 - Curvas de dilatométrica para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente..... | 84 |
| Figura 5.23 – Temperaturas obtidas no ensaio de dilatométrica para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente..... | 85 |
| Figura 5.24 - Curvas de dilatométrica para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados ciclicamente..... | 86 |
| Figura 5.25 – Temperaturas obtidas no ensaio de dilatométrica para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados ciclicamente..... | 87 |
| Figura 5.26 – Temperaturas obtidas no ensaio de dilatométrica para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%..... | 89 |
| Figura 5.27 – Temperaturas obtidas no ensaio de dilatométrica para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%..... | 89 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 4.1 - Parâmetros de tratamento térmico..... | 44 |
| Tabela 4.2 - Parâmetros do ensaio de dilatométrica..... | 53 |
| Tabela 5.1 – Análise química do aço IF..... | 54 |
| Tabela 5.2 – Medidas de tamanhos de grão do aço IF nas diferentes condições do estado inicial..... | 56 |
| Tabela 5.3 – Dureza Vickers do aço IF com diferentes tamanhos de grão..... | 56 |
| Tabela 5.4 – Faixas e temperaturas de recristalização da ferrita (α) e de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de DTA..... | 58 |
| Tabela 5.5 – Temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de dilatométrica..... | 60 |
| Tabela 5.6 – Dureza Vickers do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformado monotonicamente..... | 66 |
| Tabela 5.7 – Dureza Vickers do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformado ciclicamente..... | 69 |
| Tabela 5.8 – Comparação da dureza Vickers do aço IF com diferentes tamanhos de grão submetidos à deformação total de 30%..... | 72 |
| Tabela 5.9 – Temperaturas de recristalização da ferrita (α) e de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de DTA para os materiais deformados monotonicamente..... | 76 |
| Tabela 5.10 – Temperaturas de recristalização da ferrita (α) e de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de DTA para os materiais deformados ciclicamente..... | 78 |
| Tabela 5.11 – Temperaturas de recristalização da ferrita (α) e de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de DTA para os materiais deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%..... | 81 |

| | |
|---|----|
| Tabela 5.11 – Temperaturas de recristalização da ferrita (α) e de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de dilatométrica para os materiais deformados monotonicamente..... | 84 |
| Tabela 5.12 – Temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de dilatométrica para os materiais deformados ciclicamente..... | 87 |
| Tabela 5.13 – Temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de dilatométrica para os materiais deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%..... | 88 |

SUMÁRIO

| | | |
|----------|--|-----------|
| 1 | INTRODUÇÃO | 10 |
| 2 | OBJETIVOS | 12 |
| 3 | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 13 |
| | 3.1 Deformação Plástica dos Metais | 13 |
| | 3.1.1 Encruamento dos materiais metálicos..... | 14 |
| | 3.1.2 Efeito do caminho de deformação no encruamento dos metais | 20 |
| | 3.2 Processamento Térmico dos Metais | 27 |
| | 3.2.1 Recuperação, recristalização e crescimento de Grão | 27 |
| | 3.3. Aço Livre de Intersticiais..... | 36 |
| 4 | MATERIAL E MÉTODOS..... | 42 |
| | 4.1 Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido | 42 |
| | 4.2 Material..... | 43 |
| | 4.3 Análise Química | 43 |
| | 4.4 Tratamentos Térmicos..... | 43 |
| | 4.5 Medida de Tamanho de Grão | 45 |
| | 4.6 Corpos de Prova | 46 |
| | 4.7 Processamento Mecânico | 47 |
| | 4.8 Caracterização Microestrutural..... | 50 |
| | 4.9 Caracterização Mecânica..... | 51 |
| | 4.10 Análise Térmica Diferencial - DTA..... | 52 |
| | 4.11 Dilatometria | 52 |
| 5 | RESULTADOS E DISCUSSÃO | 54 |

| | |
|--|-----------|
| 5.1 Caracterização do Material como Recebido e após Tratamentos Térmicos | 54 |
| | |
| 5.1.1 Caracterização microestrutural | 54 |
| 5.1.2 Caracterização mecânica | 56 |
| 5.1.3 Análise térmica diferencial | 57 |
| 5.1.4 Dilatometria | 60 |
| 5.2 Caracterização dos Materiais Deformados Plasticamente | 62 |
| 5.2.1 Caracterização microestrutural dos materiais deformados plasticamente | 62 |
| 5.2.2 Caracterização mecânica dos materiais deformados plasticamente | 66 |
| 5.2.2 Análise térmica diferencial dos materiais deformados plasticamente | 74 |
| 5.2.3 Dilatometria dos materiais deformados plasticamente | 83 |
| 6 CONCLUSÃO | 91 |
| 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 93 |

1 INTRODUÇÃO

Durante as operações de conformação os materiais metálicos são submetidos a esforços mecânicos de naturezas distintas, como tração, compressão, cisalhamento, torção entre outros, a depender do processo aplicado. Essas solicitações mecânicas impostas aos materiais durante seu processamento fazem com estes sejam deformados plasticamente, ou seja, tenham sua geometria inicial permanentemente alterada. A deformação plástica, por sua vez, promove mais do que uma simples alteração geométrica no material, sendo capaz de alterar propriedades físicas, microestruturais, resistência à corrosão e, acima de tudo, propriedades mecânicas (HAMAD et al., 2014; ZHANG et al., 2014).

Grande parte dos processos de conformação mecânica é realizada a frio, ou seja, a uma temperatura na qual não é possível que ocorra recristalização e/ou recuperação no material metálico. O trabalho a frio realizado no material promove neste um fenômeno intrínseco e bastante peculiar que o diferencia dos trabalhos a quente e a morno. Quando um material é trabalhado a frio ocorre durante o seu processamento, um aumento na resistência mecânica decorrente do aumento da deformação, chamado de encruamento (PEETERS et al., 2001). O encruamento é utilizado por indústrias de grande porte como uma ferramenta tecnológica na produção e conformação de diversos produtos e, por isso, a pesquisa e análise deste fenômeno se fazem necessárias. Para que seja possível produzir determinado produto com a qualidade requerida é necessário que se tenha conhecimento dos fenômenos que acontecem durante o processamento mecânico e da relação desses com as propriedades finais apresentadas pelo material.

Assim sendo, para avaliar os fenômenos que ocorrem durante o processamento de um produto e quais as variáveis críticas e de influência associadas a estes fenômenos é necessário saber qual tipo de carregamento está sendo executado (URANGA et al., 2013; YE et al., 2002). Diversas vezes ao se processar um material metálico, o esforço aplicado a este é múltiplo, ou seja, o material experimenta durante a conformação mecânica esforços distintos como tração, compressão e cisalhamento, como no caso da trefilação. Além de esforços múltiplos, o material pode ser submetido também a esforços cíclicos uma vez que processos como a laminação utilizam várias etapas de deformação sequenciais para atingir seu

objetivo final, sendo que nem sempre estas sequências, denominadas passes, são executadas em uma mesma direção no material.

Diversos estudos realizados em materiais metálicos submetidos a esforços múltiplos e cíclicos demonstraram que o comportamento mecânico do metal submetido a estas condições pode divergir daquele esperado quando comparados a condições de solicitações monotônicas. Chapas de alumínio deformadas plasticamente apresentaram taxa de encruamento negativo ao serem submetidas a carregamentos cíclicos (ARMSTRONG & HOCKETT, 1982), assim como barras de latão, cobre e aço baixo carbono ao serem testadas em condições de esforços múltiplos e cíclicos (CORRÊA et al., 2003).

O aço livre de intersticiais (aço IF – *interstitial free*) é um metal amplamente empregado na indústria por apresentar grande conformabilidade. Um exemplo disso é a sua utilização na indústria automobilística para confecção de carrocerias e tanques de combustível dentre outros. No entanto, ao passar pelo processo de conformação mecânica, este material é submetido a deformações de naturezas diversas que podem promover alterações no seu comportamento mecânico em relação àquele previsto nos ensaios monotônicos. Grande parte destas alterações, dependendo do chamado caminho de deformação empregado, estará associada tanto ao fenômeno de encruamento quanto a mecanismos distintos.

Diante deste contexto, neste trabalho foi avaliada a evolução do encruamento no aço livre de intersticiais (IF), com distintos tamanhos médios de grão, submetidos à deformação cíclica e monotônica em diferentes magnitudes, a fim de verificar como tal processamento mecânico interferirá nas propriedades mecânicas e processamento térmico deste, uma vez que este é um material amplamente utilizado na indústria automobilística, a qual faz uso constante dos processamentos anteriormente mencionados.

2 OBJETIVOS

Como objetivo geral pretende-se avaliar o encruamento do aço livre de intersticiais considerando amostras com três tamanhos de grão distintos e a aplicação de diferentes tipos e magnitudes de deformações, tanto monotônicas como cíclicas. Espera-se também analisar os efeitos destas deformações na cinética de recristalização deste material.

Os objetivos específicos do projeto são:

- Avaliar os efeitos do tamanho de grão nas propriedades e na recristalização do metal;
- Investigar a influência do tamanho de grão nas propriedades mecânicas e no comportamento mecânico do metal após deformação monotônica e cíclica;
- Analisar a influência do tamanho de grão na recristalização após deformação monotônica e cíclica;
- Investigar os efeitos da aplicação de deformações monotônica e cíclica pré-tratamento térmico na recristalização do material;
- Analisar os efeitos da aplicação de deformações monotônica e cíclica pré-tratamento térmico nas propriedades mecânicas do material.

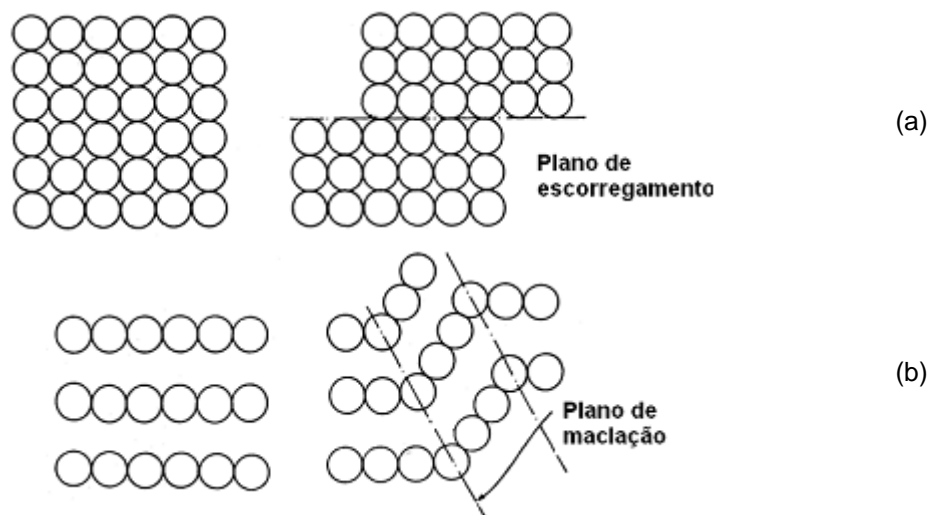
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Deformação Plástica dos Metais

Quando um material é solicitado mecanicamente e as tensões aplicadas superam o limite de escoamento, diz-se que o material passa a deformar plasticamente ou permanentemente (HOSFORD, 2005). Existem vários tipos de esforços capazes de promover a deformação plástica de um metal, no entanto, a deformação plástica será sempre decorrente do esforço cisalhante (MEYERS & CHAWLA, 1982).

Os mecanismos segundo os quais os materiais metálicos podem se deformar plasticamente são basicamente a maclação, o escorregamento de contornos de grão e o deslizamento de planos atômicos, sendo este último o principal deles (DIETER, 1981). Na Figura 3.1 podem ser observadas representações esquemáticas dos mecanismos de deslizamento de planos atômicos e de maclação (BRESCIANI et al., 2011). O mecanismo de escorregamento de contornos de grão, apesar de mencionado na literatura, é considerado não convencional (DIETER, 1981).

Figura 3.1 - Desenho esquemático dos mecanismos de deformação plástica.



(a) deslizamento de planos atômicos e (b) maclação.

Fonte: BRESCIANI et al., 2011.

O deslizamento de planos atômicos, assim como qualquer outro mecanismo de deformação plástica, acontece mediante a ação de uma tensão cisalhante. Nesse

processo o metal se deforma por meio da movimentação das chamadas discordâncias por escorregamento dos planos atômicos em sistemas de deslizamento favoráveis (DIETER, 1981). Esses sistemas de deslizamento são compostos por combinações de planos e direções de deslizamento que, para serem considerados favoráveis, precisam possuir densidades atômica e planar elevadas, quando comparadas às demais presentes na rede cristalina (REED-HILL, 1982). Nesse contexto, a movimentação das discordâncias pode ocorrer por meio do deslizamento simples ou do deslizamento cruzado (DIETER, 1981; REED-HILL, 1982). No deslizamento simples, o escorregamento dos átomos ocorre em um único plano atômico, ou seja, a discordância se movimenta apenas no plano no qual ela se encontra (ANAND et al., 2012). Já no deslizamento cruzado, a discordância inicia seu movimento em determinado plano e, por alguma razão, como a interação com uma barreira à movimentação, altera o plano de deslizamento (SINHA et al., 2013).

Considerando tanto a movimentação de discordâncias quanto a maclação, a definição de qual mecanismo de deformação irá acontecer prioritariamente está associada à susceptibilidade de ocorrência de deslizamento cruzado no material. Esse, por sua vez, é observado em grande intensidade nos metais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado. Já para os materiais com estrutura cristalina cúbica de faces centradas, o fator determinante será a chamada energia de falha de empilhamento - EDE. Em geral, quanto maior a EDE, mais susceptível à ocorrência de deslizamento cruzado de discordâncias um material será (RENARD et al., 2012; NAKANO et al., 2010; XIONG et al., 2015). Materiais com valores reduzidos de EDE, portanto não susceptíveis ao deslizamento cruzado, tendem a exibir o mecanismo de maclação (DIETER, 1981).

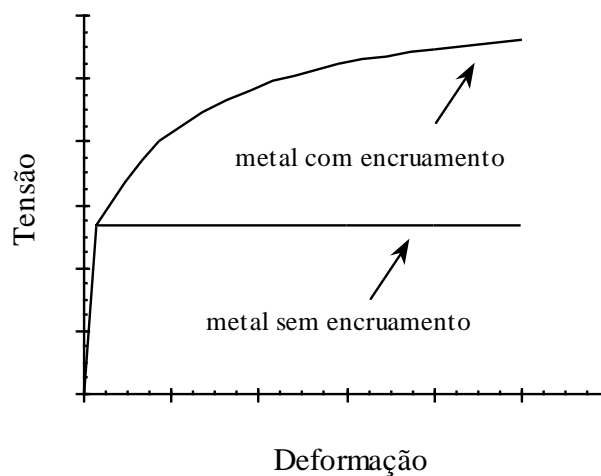
3.1.1 Encruamento dos materiais metálicos

Ao se estudar o comportamento mecânico dos materiais metálicos, três etapas distintas devem ser consideradas: deformação elástica, deformação plástica e fratura (DIETER, 1981). Assim sendo, os aspectos estruturais observados antes e durante a realização de esforço bem como sua relação com a resposta do material devem ser analisados.

Diante deste cenário, teorias matemáticas foram propostas para descrever o comportamento mecânico dos metais. Entretanto, segundo Reed-Hill (1982), em contraste com as equações desenvolvidas para elasticidade, as formulações obtidas para o regime plástico não descrevem com a precisão desejada os resultados verificados experimentalmente. Tal diferença estaria associada à complexidade dos fenômenos que ocorrem no metal durante a deformação permanente, cuja principal característica é o encruamento.

O encruamento pode ser definido como o aumento da tensão cisalhante devido à redução da mobilidade média das discordâncias quando o metal é submetido à deformação plástica (NAN et al., 2014). Esse fenômeno também é descrito como endurecimento por trabalho a frio, devido ao fato de acontecer em temperaturas consideradas baixas em relação à temperatura absoluta de fusão do material (CALLISTER, 2007). Na Figura 3.2 pode ser observada uma representação esquemática de curvas tensão - deformação de materiais com e sem encruamento que seriam provenientes de ensaios de tração (CORRÊA, 2004). Ressalta-se que esse fenômeno é influenciado por diversos fatores, tais como estrutura cristalina, natureza química, pureza, orientação cristalográfica, temperatura no processo de deformação, forma e dimensões dos grãos, dentre outros (LIN et al., 2011; NAN et al., 2014; BRESCIANI, 2011).

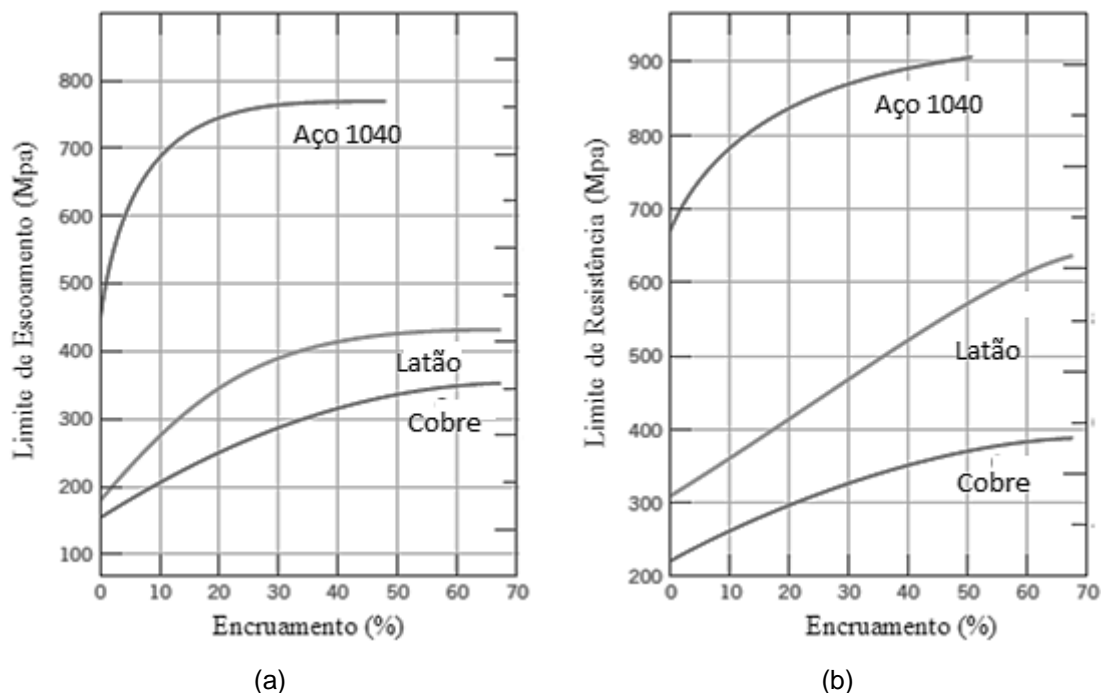
Figura 3.2 – Representação esquemática da curva tensão-deformação para materiais sem encruamento e com encruamento.



Fonte: CORRÊA, 2004.

Embora possam ser observadas em diversas propriedades físicas, as alterações produzidas pelo encruamento se referem principalmente às propriedades mecânicas do material metálico, conforme a Figura 3.3 (CALLISTER, 2007). Dessa forma, esse fenômeno é explicado com base nas interações entre as discordâncias e os campos de deformação (ANAND et al., 2012; SINHA et al., 2013; DE et al., 2014; SAINATH et al., 2015). À medida que se deforma plasticamente um determinado metal, a densidade de discordâncias deste aumenta devido à multiplicação dessas imperfeições lineares. Uma vez que a quantidade de discordâncias aumenta, a distância entre elas se torna menor que, com isso, interagem entre si e com campos de deformação (ASM HANDBOOK, 2000).

Figura 3.3 - Efeito do encruamento em amostras de aço AISI 104, latão e cobre.



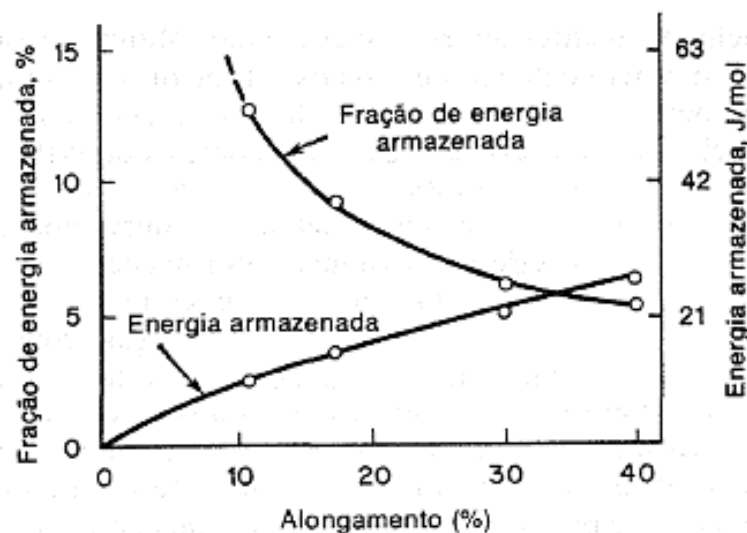
(a) limite de escoamento e (b) limite de resistência.

Fonte: CALLISTER, 2007 (traduzido).

Devido a este fato, a movimentação das discordâncias se torna limitada e, conseqüentemente, a tensão necessária para se deformar um material se torna maior. Dessa forma, o metal se torna mais duro e mais resistente, passando a possuir um limite de escoamento maior em relação àquele que possuía antes de ser deformado (SAINATH et al., 2015; XIONG, et al., 2015).

Quando um material é deformado a frio, grande parte da energia gasta no trabalho é dissipada na forma de calor, no entanto, parte desta energia acaba sendo associada aos defeitos internos, permanecendo armazenada no material (RAABE, 2014), conforme o exemplo da Figura 3.4 (REED-HILL, 1982). Como a deformação plástica aumenta o número de discordâncias no metal e estas são defeitos cristalinos com deformações no reticulado associadas, este aumento na densidade de discordâncias torna maior ainda a energia de deformação do metal (HOSFORD, 2005).

Figura 3.4 - Energia armazenada no encruamento e fração da energia total na forma de energia armazenada em função do alongamento % no ensaio de tração.



Fonte: REED-HILL, 1982.

O encruamento é utilizado com frequência nas indústrias para melhorar as propriedades mecânicas durante os processos de fabricação (NAN et al., 2015 & NING et al., 2015), sendo predominantemente associado a materiais policristalinos (BRESCIANI, 2011). Metais policristalinos apresentam capacidade de encruar (taxa de encruamento) mais elevada do que monocristalinos. Esse fenômeno se deve ao fato de que um monocristal, por exemplo em um ensaio de tração, consegue ser deformado em um único sistema de deslizamento durante grande parte do processo, o que não acontece com um material policristalino, devido à orientação ao acaso dos diversos grãos constituintes (MEYERS; CHAWLA, 1982; BRESCIANI, 2011; BALÍK et al., 2015). Em geral, a taxa de encruamento diminui com o aumento de trabalho mecânico realizado sobre a liga metálica (NAN et al., 2015; XIONG et al., 2015).

O fenômeno de encruamento em termos micro e subestruturais, como mencionado, está relacionado à diminuição da mobilidade média das discordâncias que, por sua vez, esta está associada ao mecanismo de deformação de deslizamento convencional e cruzado (REED-HILL, 1982). Assim sendo, a restrição à mobilidade das discordâncias será imposta pela formação de barreiras muitas vezes originadas da interação das discordâncias entre si e com outras imperfeições ou ainda campos de tensões igualmente gerados por descontinuidades e/ou defeitos presentes na rede cristalina (DIETER, 1981). Dessa forma, existe um grande número de fatores possíveis que podem afetar a resistência e o comportamento mecânico de um material, tais como multiplicação de discordâncias, interação entre as mesmas provocando discordâncias inativas e degraus, refino de grão, falha de empilhamento, adição de átomos de soluto e transformações de fase (ANAND et al., 2012; XIONG et al., 2015; SAINATH et al., 2015; ZHANG et al., 2014).

Diante deste contexto, diversas teorias foram formuladas a fim de descrever e explicar como o encruamento acontece. Tais teorias foram baseadas em configurações e distribuições específicas de discordâncias de forma a tentar minimizar a complexidade dos diversos fatores como, por exemplo, estrutura cristalina, taxa de deformação e energia de falha de empilhamento, todos envolvidos no fenômeno (MEYERS & CHAWLA, 1982).

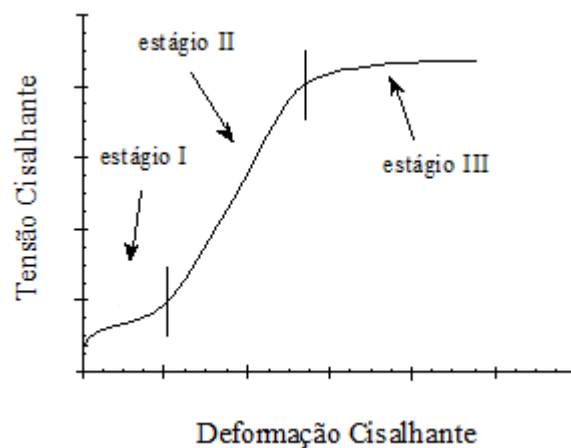
Uma das primeiras teorias, proposta por Taylor, surgiu a partir da consideração de uma curva tensão - deformação parabólica para um material monocristalino com distribuição de discordâncias uniforme (MEYERS & CHAWLA, 1982). Nessa teoria, o encruamento estaria associado à interação elástica das discordâncias, que por sua vez seriam travadas e gerariam tensões internas que promoveriam o aumento da resistência mecânica do material com a deformação plástica (REED-HILL, 1982). A teoria de Taylor não vigorou por muito tempo, pois não previa imperfeições e irregularidades na rede cristalina e não levava em consideração o fato de o material fazer deslizamento cruzado (CORRÊA, 2004).

Mott propôs uma nova teoria que aprimorava aquela desenvolvida por Taylor na qual passava a considerar que as discordâncias não estavam mais distribuídas

uniformemente e que as tensões internas que surgiriam estariam associadas ao empilhamento de discordâncias (MEYERS & CHAWLA, 1982).

Teorias mais promissoras começaram a ser elaboradas por Seeger e, nos anos seguintes, foram sendo aprimoradas por outros pesquisadores tais como Kuhlmann-Wilsdorf e Li, até que se chegasse à teoria atualmente aceita (CORRÊA, 2004). Para a proposição desta teoria foram analisadas curvas de tensão cisalhante - deformação cisalhante em ensaios de tração de monocristais de diferentes materiais com estrutura cúbica de faces centradas. Os resultados foram bastante similares e indicaram a presença de três estágios distintos de encruamento, como mostrado na Figura 3.5 (DIETER, 1981; CORRÊA, 2004).

Figura 3.5 - Representação esquemática da curva tensão cisalhante - deformação cisalhante de um material metálico monocristalino CFC.



Fonte: CORRÊA, 2004.

O primeiro estágio se iniciaria a partir de um valor de tensão cisalhante equivalente ao limite de escoamento para materiais policristalinos e estaria associado à movimentação de discordâncias por deslizamento convencional, ou seja, em apenas um sistema de deslizamento (DIETER, 1981). O encruamento neste estágio se daria devido à movimentação e multiplicação das discordâncias e a taxa de encruamento seria relativamente baixa. O segundo estágio seria iniciado pela ativação de outros sistemas de deslizamento (MEYERS & CHAWLA, 1982) e se caracterizaria por apresentar um aumento substancial na taxa de encruamento e por apresentar linearidade entre os valores de tensão e deformação. O encruamento continuaria a ser função da multiplicação das discordâncias, mas seria fortalecido pelas interações

entre essas imperfeições de diversos sistemas de deslizamentos (REED-HILL, 1982). Seria observado o desenvolvimento de degraus de discordâncias, que induziriam a formação de emaranhados que, por sua vez, evoluiriam para estruturas celulares de discordâncias (MEYERS & CHAWLA, 1982; CORRÊA, 2004). No terceiro e último estágio é observado um decréscimo contínuo da taxa de encruamento, caracterizando o fenômeno de recuperação dinâmica (REED-HILL, 1982). Este comportamento é creditado à ocorrência de deslizamento cruzado (MEYERS & CHAWLA, 1982), que permite que as discordâncias driblem as barreiras que as travavam e/ou se aniquilem quando apresentarem sinais opostos (REED-HILL, 1981). Em termos subestruturais, é possível observar o surgimento de estruturas celulares que diminuem os campos de tensões associados às imperfeições e fazem com que a distância para as discordâncias se movimentarem seja maior e a interação destas entre si seja menor (CORRÊA, 2004).

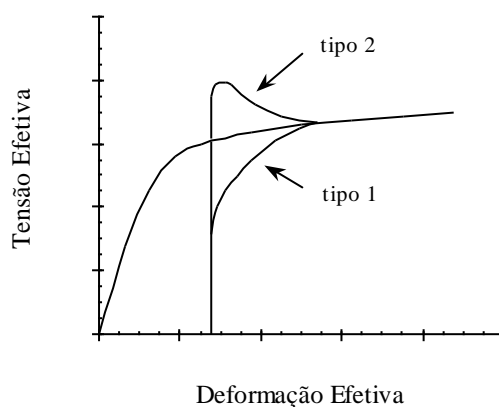
3.1.2 Efeito do caminho de deformação no encruamento dos metais

Dependendo do tipo de esforço ao qual o material é submetido, ele poderá apresentar distintos comportamentos em relação ao fenômeno de encruamento. Em adição à influência das características dos esforços aplicados, se a trajetória de deformação do material for alterada ao longo do processo de deformação plástica, o material poderá exibir, dentre outras alterações, transientes no escoamento, níveis de encruamento menos severos, endurecimento e, até mesmo, amaciamento durante o trabalho a frio (LOPES, 2006; ARMSTRONG, 1982; MEYERS & CHAWLA, 1982). Na Figura 3.6 é mostrada uma representação esquemática de dois tipos de comportamento nesse caso, classificados como I e II (CORRÊA, 2004). No primeiro, o material metálico, após o recarregamento, exibe tensões de escoamento inferiores àquelas características da deformação monotônica e taxa de encruamento superior. No segundo, aparece o oposto: tensões de escoamento superiores e taxa de encruamento inferior, nesse caso negativa, caracterizando uma espécie de amaciamento do metal.

Uma vez que o encruamento é uma característica dos materiais que influencia fortemente nos processos de conformação mecânica bem como nas propriedades

finais do material ou peça acabada, é de extrema importância avaliar o comportamento deste quando o caminho de deformação é alterado.

Figura 3.6 – Representação esquemática dos efeitos da alteração do caminho de deformação.



Fonte: CORRÊA, 2004.

Considerando os aspectos micro e subestruturais, em materiais não deformados, a distribuição de discordâncias é relativamente homogênea. No entanto, no início de um processo de deformação, discordâncias interagindo entre si tendem a aglomerar-se e formar emaranhados, criando regiões com relativo aumento de densidade. Como a deformação aumenta, mais discordâncias participam da evolução da estrutura e os emaranhados começam a se conectar para formar paredes de discordâncias que envolvem regiões relativamente livres de deslocamentos. Esta rede de discordâncias, constituída por regiões com baixas e elevadas densidades, é conhecida como estrutura celular (VIATKINA, 2005). Essa estrutura celular de discordâncias abriga a história da deformação atual no nível microscópico, refletindo as características do processo de deformação que a criou. Após uma alteração no caminho de deformação, a estrutura de discordâncias anteriormente desenvolvida se torna 'instável' sob um novo carregamento, uma vez que a sua morfologia não é mais favorável e, além disso, degenera-se promovendo nova deformação. A resistência e adaptação da estrutura de discordâncias para um novo carregamento, ou seja, para uma nova deformação, é tipicamente associada com os efeitos macroscópicos observados durante as alterações no caminho de deformação (VIATKINA, 2005).

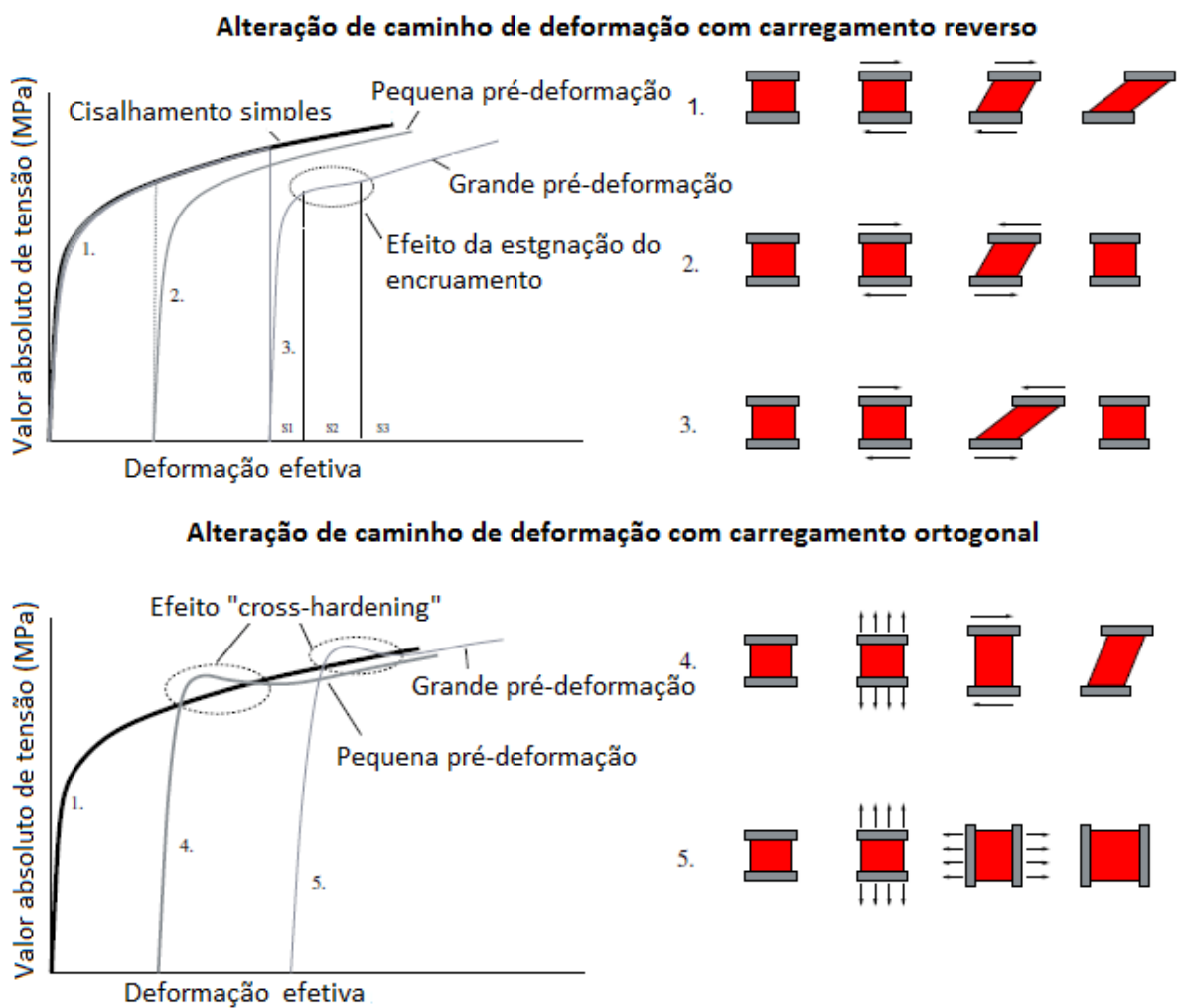
Neste mesmo contexto, alterações de caminho de deformação envolvendo operações de deformação reversa ou ortogonais, como os evidenciados na Figura 3.7, podem levar a um efeito pronunciado no comportamento mecânico do material (BOERS et al., 2010). Nesse trabalho, amostras de aço IF foram submetidas a carregamento reverso e ortogonal com uso de cisalhamento. Analisando-se os casos números 2 e 3, relativos à deformação reversa por cisalhamento, pode-se perceber que a alteração de caminho precedida por uma pré-deformação suficientemente grande resulta em certo nível de encruamento, seguido por estagnação e posteriormente outro aumento no nível de encruamento. Para pré-deformação menor, o fenômeno não é observado. Segundo Boers et al. (2010), o grau de estagnação do encruamento aumenta com a quantidade de pré-deformação, sendo esta constatação válida tanto para materiais com estrutura cúbica de face centrada quanto para materiais com estrutura cúbica de corpo centrado, que é o caso do aço livre de intersticiais.

Ainda considerando a Figura 3.7, em relação à deformação ortogonal, com resultados apresentados nos casos número 4 e 5, observa-se a ocorrência de níveis de tensão mais elevados no início do recarregamento seguidos de taxa de encruamento negativa, levando à "queda" da curva de escoamento. Uma mudança ortogonal na direção de deformação leva à ativação de novos sistemas de deslizamento, anteriormente inativos, na nova direção de carregamento, ou seja, na direção de deformação. Uma vez que a nova direção de carregamento é ortogonal à anterior, os arranjos de discordâncias formados durante a primeira fase de carregamento irão atuar como uma barreira adicional para a ativação do movimento de discordâncias no sentido do novo carregamento, resultando no aumento do limite de escoamento efetivo para valores superiores àqueles obtidos na deformação monotônica (BOERS et al., 2010). Ainda segundo BOERS et al (2010), após a ativação, a movimentação de discordâncias na nova direção de deformação reorganiza a antiga subestrutura, fazendo com que o limite de escoamento volte para os níveis obtidos na deformação monotônica.

Outros estudos realizados mostraram que a dependência das propriedades mecânicas dos materiais com o caminho de deformação seria resultado da interação entre a evolução microestrutural e as condições de carregamento. Viatkina (2005)

avaliou a dependência do caminho de deformação para materiais de estrutura cristalina cúbica de face centrada e propôs um modelo micromecânico para auxiliar na previsão da conformabilidade. Nesse caso, macroscopicamente, quando pré-deformados, esses materiais apresentam limite de escoamento reduzido, encruamento transiente e recuperação dificultada quando comparados com um material deformado monotonicamente (Figura 3.8).

Figura 3.7 - Efeito das deformações reversa e ortogonal na resposta macroscópica de materiais.

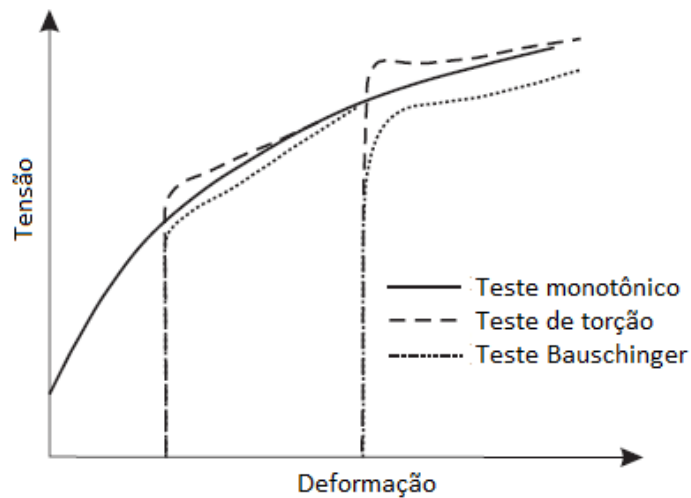


Fonte: BOERS et al., 2010 (traduzido).

Por outro lado, uma avaliação realizada por Ueneshi et al. (2004) com aços livre de intersticiais deformados monotonicamente e com alteração de caminho de deformação mostrou que os materiais pré-deformados apresentaram propriedades mecânicas superiores (nesse caso, níveis de tensões superiores) àquelas obtidas

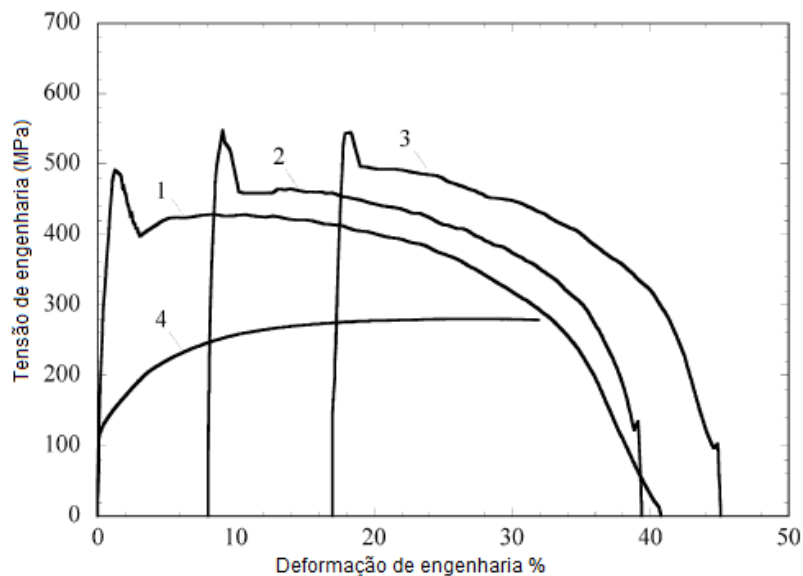
nos materiais deformados monotonicamente (Figura 3.9). Segundo os autores, a contradição entre o que a literatura previa e os resultados encontrados neste experimento é explicada pelo fato deste material ter sido deformado sequencialmente em taxas de deformação diferentes. Quando há uma alteração significativa na taxa de deformação os materiais tendem a apresentar limite de escoamento maior e menor taxa de encruamento (UENISHI et al., 2004).

Figura 3.8 - Curva “tensão x deformação” evidenciando a diferença de propriedade mecânica entre materiais deformados monotonicamente e com alteração de caminho de deformação.



Fonte: VIATKINA, 2005.

Figura 3.9 - Curva de “tensão x deformação” de um aço livre de intersticiais deformado com diferentes caminhos e taxas de deformação.

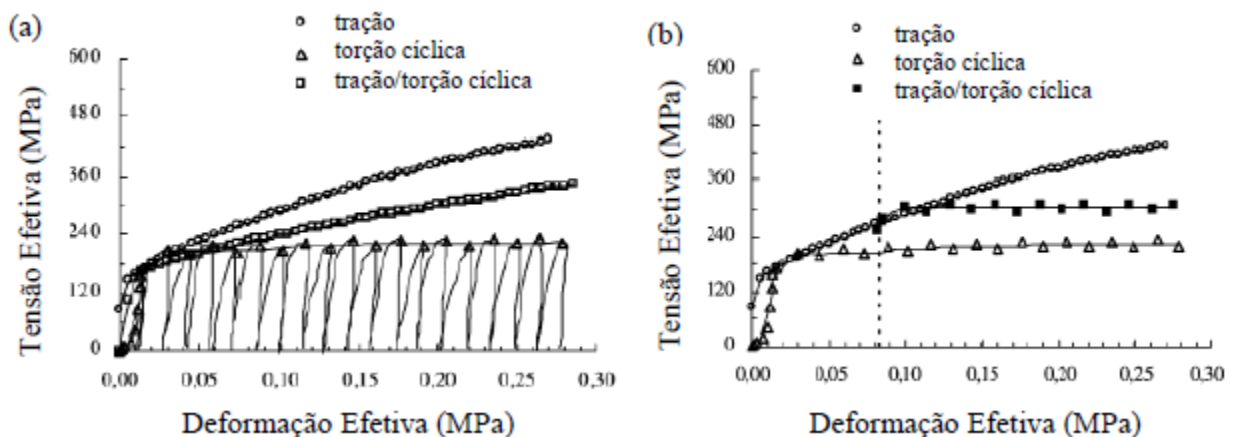


(1) Tração a 1000 s^{-1} ; (2) Tração após pré-deformação de 8% a $0,001 \text{ s}^{-1}$; (3) Tração após pré-deformação de 16% a $0,001 \text{ s}^{-1}$; (4) Tração a $0,001 \text{ s}^{-1}$.

Fonte: UENISHI et al., 2004 (traduzido).

Dentro deste contexto, verifica-se que o comportamento dos materiais submetidos a deformações cíclicas também é distinto daquele apresentado por materiais submetidos à deformação monotônica. Esse fenômeno é devido ao mecanismo de recuperação associado à baixa energia dos arranjos de discordâncias e à deformação plástica localizada nas bandas de cisalhamento (CORRÊA et al., 2003). Estudos realizados com latão evidenciaram de maneira empírica o efeito da mudança de caminho de deformação na curva tensão versus deformação (Figura 3.10). Observa-se o comportamento mecânico do material submetido à tração e torção monotônicas e torção cíclica isolada e o efeito da alteração de caminho de deformação por meio da curva característica do processo de torção cíclica seguido por um processo de tração.

Figura 3.10 - Curvas “tensão x deformação” efetivas obtidas para o latão submetido a deformação monotônica e cíclica.



(a) tração, torção monotônica e torção cíclica e (b) tração-torção cíclica.

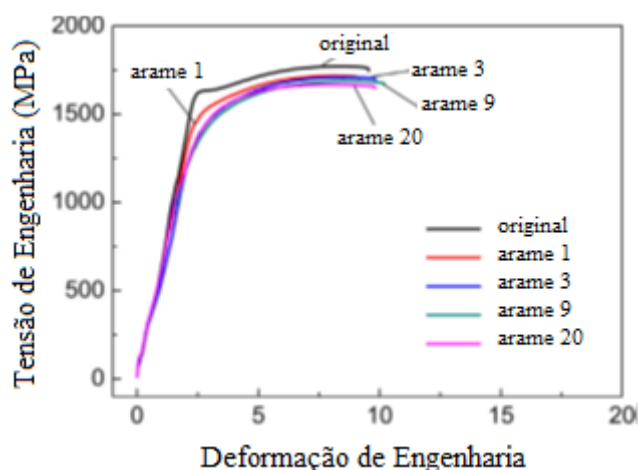
Fonte: CORRÊA et al., 2003 (traduzido).

Estudos realizados com barras trefiladas evidenciaram que, quando alterado o caminho de formação em operações de conformação a frio, o controle do encruamento pode ser de interesse tecnológico para processos industriais, uma vez que produtos assim fabricados exibem propriedades mecânicas finais associadas ao trabalho de endurecimento no processo, além de um excelente acabamento e tolerâncias dimensionais estreitas. Uma mudança no caminho de deformação de barras trefiladas, representada pela inclusão de torção cíclica, por exemplo, pode ser

uma forma de controle de propriedades mecânicas finais de produtos trefilados (CORRÊA et al., 1998). No entanto, vale ressaltar que depois de algum endurecimento inicial, ou seja, em uma primeira etapa do processamento, existe a possibilidade de que a deformação ainda irá causar amaciamento do material (CORRÊA et al., 1998). Em geral, o comportamento do material dependeria da amplitude da deformação por ciclo, do número de ciclos e da história prévia esforço mecânico aplicado.

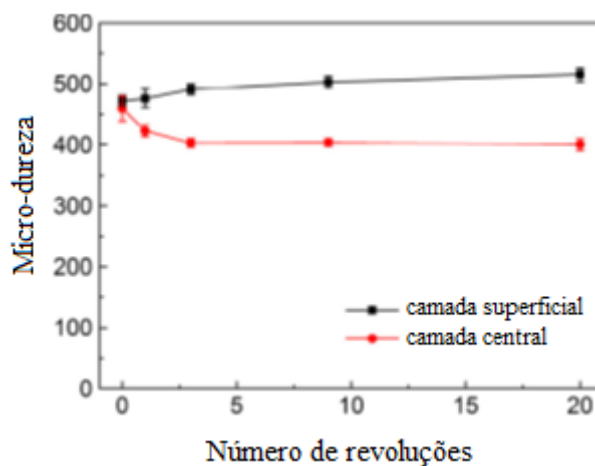
A influência da pré-deformação de torção na microestrutura, na resistência à tração e na dureza de arames de aço perlítico trefilados foram investigadas por Guo et al. (2013). Os resultados indicaram que tanto a resistência à tração quanto a dureza dos deste material são sensíveis à deformação de torção. Essa sensibilidade seria devida à redução do reforço associada à fragmentação das lamelas de cementita que ocorre durante a pré-torção. A fragmentação das lamelas de cementita amplia a distância interlamelar da perlita, tornando-se responsável pela redução da resistência à tração, conforme indicado na Figura 3.11. Além disso, o estudo demonstrou que a pré-deformação em arames trefilados a frio não só altera sua dureza, como também gera uma microestrutura não homogênea (Figura 3.12). Esta heterogeneidade se torna responsável pela diferença no comportamento de dureza entre as camadas superficial e central, que também é associada à competição entre a redução do limite de resistência e o aumento de encruamento.

Figura 3.11 - Curva “tensão x deformação” de engenharia de arames pré-deformados em diferentes números de ciclos.



Fonte: GUO et al, 2013 (traduzido).

Figura 3.12 - Evolução da microdureza na superfície e no núcleo de amostra pré-deformadas em função do número de torções.



Fonte: GUO et al, 2013 (traduzido).

De forma complementar os estudos práticos e teóricos, trabalhos que buscam desenvolver equações e modelos que sejam capazes de prever o comportamento dos materiais em termos de microestrutura, propriedades, entre outros. É o caso do trabalho feito por PEETERS et al. (2001), que propuseram testar alguns modelos matemáticos de forma prática a fim de averiguar sua adequação ao comportamento real de um aço livre de intersticiais quando submetido à alteração de caminho de deformação. Além de trabalhos como este, estudos voltados para aplicações mais práticas e diretas também estão sendo desenvolvidos. He et al. (2013) aplicaram grandes esforços para compreender a natureza da dependência do Diagrama de Limite de Conformação, amplamente utilizado na indústria de conformação de chapas, com caminho de deformação, focando suas análises no efeito da deformação não linear neste diagrama.

3.2 Processamento Térmico dos Metais

3.2.1 Recuperação, recristalização e crescimento de grão

O processamento térmico dos materiais metálicos é realizado por meio de tratamentos térmicos e termomecânicos, que promovem alterações nas propriedades mecânicas, elétricas, magnéticas, de corrosão, entre outras (HUMPHREYS & HATHERLY, 2004; HUO et al., 2013). Estas propriedades são

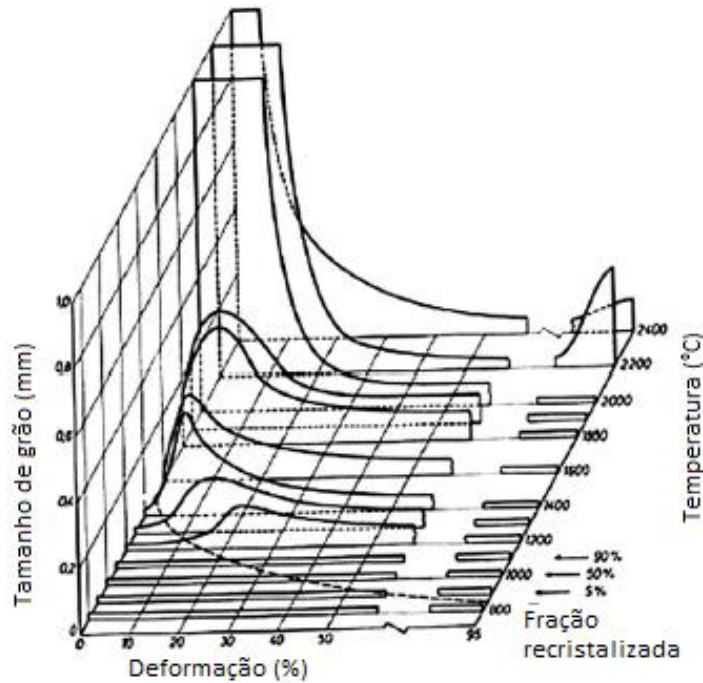
modificadas de acordo com o tipo de tratamento aplicado, como por exemplo, o recozimento, que é amplamente utilizado nas indústrias, em operações como a laminação de tiras a frio (HUO, et al., 2013).

Quando um material é deformado a frio, uma parcela da energia associada a este processo é armazenada internamente. Parte desta energia pode ser atribuída às discordâncias, uma vez que os defeitos pontuais e de interfaces surgem a partir de um processo atérmico, como maclação ou formação de martensita, e contribuem com uma menor porção para a energia armazenada. No entanto, a maior parte desta energia é dissipada em forma de calor (HUMPHREYS & HATHERLY, 2004). Embora haja esta grande dissipação de energia durante o trabalho a frio, a energia que permanece armazenada no material é suficiente para atuar como força motriz para um grupo de fenômenos denominados recuperação, recristalização e crescimento de grão (RAABE, 2014).

Assim sendo, estes fenômenos são considerados os mais importantes e efetivos para tornar materiais deformados a frio dúcteis e conformáveis novamente (HAN, et al., 2015; RAABE, 2014). A relação entre deformação plástica, temperatura de recozimento e tamanho de grão resultante é específica para cada liga. Na Figura 3.13 é exemplificada esta relação para o molibdênio em termos de diagrama de recristalização (DOHERTY, 2005).

A recuperação é o primeiro dos três fenômenos a acontecer, pois se inicia a temperaturas baixas e com pouco tempo de encharque (ASM HANDBOOK – VOL 4, 1991; RAABE, 2014). Neste estágio, parte da energia interna de deformação armazenada é liberada em virtude da movimentação de discordâncias que são ativadas termicamente (STÜWE et al., 2002; ASM HANDBOOK – VOL 4, 1991). O principal efeito da recuperação é o alívio de tensões internas, que restaura certas características físicas do material sem que haja alteração significativa da microestrutura. Ainda segundo Raabe (2014), este alívio de tensões é relacionado principalmente com as macrotensões, ou seja, tensões elásticas que existem, em equilíbrio, em grandes porções do material.

Figura 3.13 - Diagrama de recristalização de molibdênio.



Fonte: DOHERTY, 2005 (traduzido).

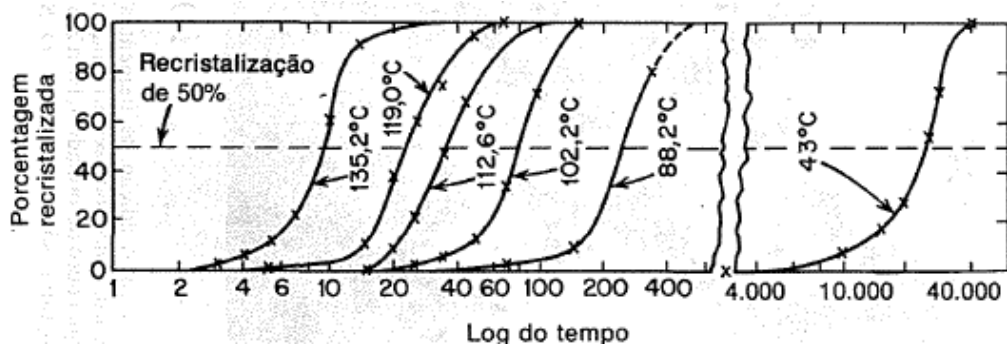
Mesmo após finalizado o processo de recuperação, os grãos ainda se encontram em um estado de energia de deformação relativamente elevado (CALLISTER, 2007). Assim sendo, após permanecer por períodos mais longos ou a temperatura mais elevadas, a estrutura do material começara a sofrer mudanças mais drásticas (ASM HANDBOOK – VOL 4, 1991), esse fenômeno é conhecido como recristalização. Enquanto a recuperação descreve a ativação térmica e reorganização das discordâncias, a recristalização está voltada para o fenômeno em que se observa a formação e subsequente movimentação dos novos contornos de grão acontece (RAABE, D., 2014). Na recristalização há a formação de um conjunto novo de grãos equiaxiais, isentos de deformação e com baixa densidade de discordâncias (CALLISTER, 2007; ASM HANDBOOK – VOL 4, 1991). A nucleação destes grãos é iniciada com cristais bem pequenos em regiões com alta densidade de discordâncias, que com o tempo vão crescendo e se multiplicando (novos núcleos vão sendo formados na matriz base) até que todo material base tenha sido extinto (HAASE et al., 2015; SOLEYMANI, et al., 2012). A força motriz deste processo é a diferença de energia interna entre a porção deformada remanescente do material e a nova porção não deformada, envolvendo um curto período de difusão atômica (HAASE et al., 2015; RAABE, 2014).

No processo de recristalização as propriedades mecânicas relacionadas à resistência do metal caem drasticamente fazendo com que a ductilidade aumente, uma vez que as discordâncias desenvolvidas no processamento mecânico anterior são eliminadas (HUO, et al., 2013; CHIAVERINI, 2005).

A recristalização é um fenômeno diferente da recuperação em termos de velocidade. Enquanto a recuperação é um processo mais lento, a recristalização, na maioria dos casos, segue uma cinética sigmoideal, ou seja, possui o início mais lento e tem sua velocidade elevada no decorrer do processo (RAABE, 2014). Segundo Zhang et al. (2013), a recristalização ocorre de maneira mais rápida em metais puros, pois as “impurezas” das ligas metálicas segregam e interagem preferencialmente com os contornos dos grãos recristalizados, diminuindo sua mobilidade, resultando na redução da taxa de recristalização. Para aços livres de intersticiais estabilizados com titânio, a presença de pequena quantidade de boro retarda o crescimento dos grãos recristalizados, pois este segrega para a interface entre os grãos recristalizados e os grãos não recristalizados e interage com o titânio, reduzindo a mobilidade do contorno (TAKAHASHI et al., 2015).

Assim como mostrado na Figura 3.14 quanto maior a temperatura, mais rápida a recristalização acontecerá (XIE et al., 2011). Entretanto, o tempo de processamento térmico continua a ser uma variável importante para o processo de recristalização (Figura 3.14).

Figura 3.14 - Influência da temperatura de recozimento no tempo de recristalização de uma liga de cobre puro laminado a frio (98%).



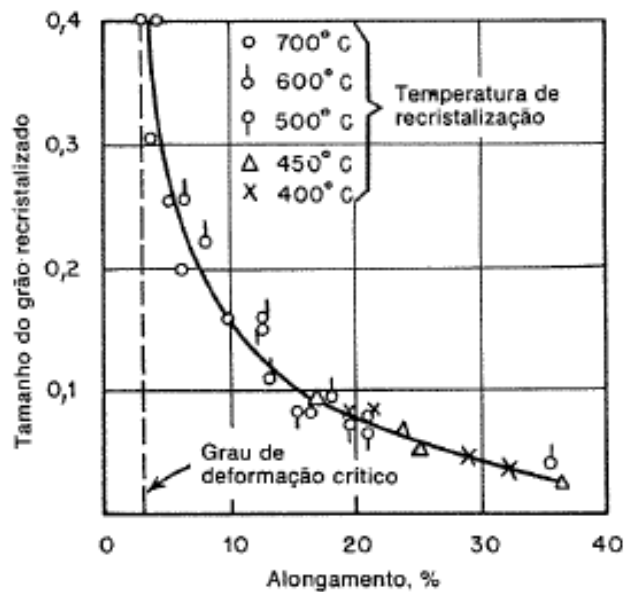
Fonte: REED-HILL, 1982.

Outro parâmetro que apresenta influência significativa na resposta de um material ao recozimento é o tamanho de grão inicial (XIE et al, 2011). Segundo Reed-Hill (1982), quando um material é deformado plasticamente a frio, os contornos de grão agem como barreiras ao escorregamento que ocorre nos cristais, fazendo com que a parte do material adjacente aos contornos de grão fique mais distorcida do que o centro do próprio grão. Caso o material apresente grãos pequenos, a densidade de contorno de grão será maior, conseqüentemente a região distorcida também será maior, aumentando o número de locais possíveis para que ocorra a nucleação de novos grãos, uma vez que a nucleação dos grãos acontece preferencialmente em regiões deformadas. Assim sendo, quanto menor o grão do material antes da deformação plástica, maior será a velocidade de nucleação e menor o tamanho de grão recristalizado (RAABE et al., 2002; XIE et al., 2011; HAN et al., 2015).

Uma vez que o tratamento térmico de recozimento (que envolve recristalização e posterior crescimento de grão) é utilizado na maioria das vezes como forma de eliminar os efeitos do encruamento, é de se esperar que o grau de encruamento seja um fator crítico para este tratamento térmico. Essa dependência pode ser constatada a partir do exemplo da Figura 3.15 (REED-HILL, 1982).

Outro ponto no qual o grau de deformação influencia é no tamanho do grão recristalizado (RAABE, et al., 2002). Conforme pode ser visto no gráfico (Figura 3.15), quanto menor a deformação, maior será o tamanho de grão recristalizado. Assim sendo, uma vez que o tamanho de grão aumenta exponencialmente com a redução da deformação, para deformações muito pequenas não será possível uma recristalização completa em um tempo hábil. De forma a minimizar o problema foi criado um conceito de grau de deformação crítico que estabelece a menor deformação a partir da qual é possível recristalizar um material em um tempo razoável (REED-HILL, 1982). Este conceito se fez necessário, pois materiais que serão deformados posteriormente ao tratamento não podem apresentar granulação muito grosseira, senão o processamento fica inviável. Assim sendo, segundo Reed-Hill (1982), o grau de deformação crítica corresponde a um valor de deformação capaz de formar apenas os núcleos necessários à recristalização, o que vai de acordo com o fato de a nucleação acontecer preferencialmente em pontos que possuem alta energia de deformação.

Figura 3.15 - Efeito da deformação prévia (mensurada por meio do alongamento %) no tamanho de grão recristalizado de amostras de latão.



Fonte: REED-HILL, 1982.

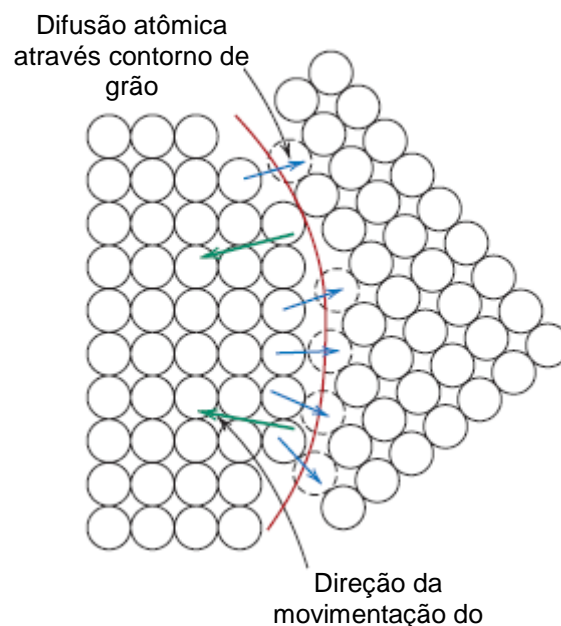
Ainda em termos de recristalização, outro fator que pode comprometer a eficiência deste processo são os precipitados de segunda fase que, segundo Sandim et al. (2010), podem exercer uma força substancial contra a movimentação dos contornos de grão. A presença destas partículas de segunda fase reduzem a área do contorno de grão e, conseqüentemente, sua energia associada (RAABE, 2014), o que dificulta sua estabilidade e mobilidade. Ogawa et al. (2013) estudaram a influência do nióbio na temperatura de recristalização no recozimento de aços baixo carbono deformados a frio. Como resultado foi observado que a adição de nióbio retardou a recristalização da ferrita durante o recozimento em função do efeito de arrastamento de soluto (*solute drag effect*).

Vale ressaltar que atualmente existem várias técnicas disponíveis para avaliar a recristalização de um material, tais como difração de raios X, EBSD (Electron Backscatter Diffraction), ECCI (Electron Channeling Contrast Imaging), entre outros (RAABE, 2014). Entretanto, algumas técnicas de análise térmica também vêm sendo utilizadas para este propósito, como é o caso da análise térmica diferencial (DTA) (MORAVCIK, 2012).

O último fenômeno mencionado, crescimento de grão, não necessariamente ocorrerá após a recuperação e/ou recristalização, independentemente dos anteriores sendo, no entanto, mais usual após a recristalização. Nesse caso, estando completa a recristalização, a energia da liga se torna gradativamente ainda mais reduzida, por conta da diminuição da área de contorno de grão (ASM HANDBOOK – VOL 4, 1991). Isso ocorre porque o material é mantido em temperaturas elevadas, permitindo que os grãos continuem crescendo (CALLISTER, 2007). É nessa fase que o fenômeno do crescimento de grão tem início.

Assim como o tempo, temperaturas elevadas implicam em energia vibracional maiores, facilitando a movimentação dos átomos e transferência para os grãos maiores (Figura 3.16). No entanto, vale salientar que, um decréscimo na temperatura pode diminuir ou interromper o crescimento dos grãos mas não o inverterá, ou seja, não fará com que o grão diminua (CHIAVERINI, 2005).

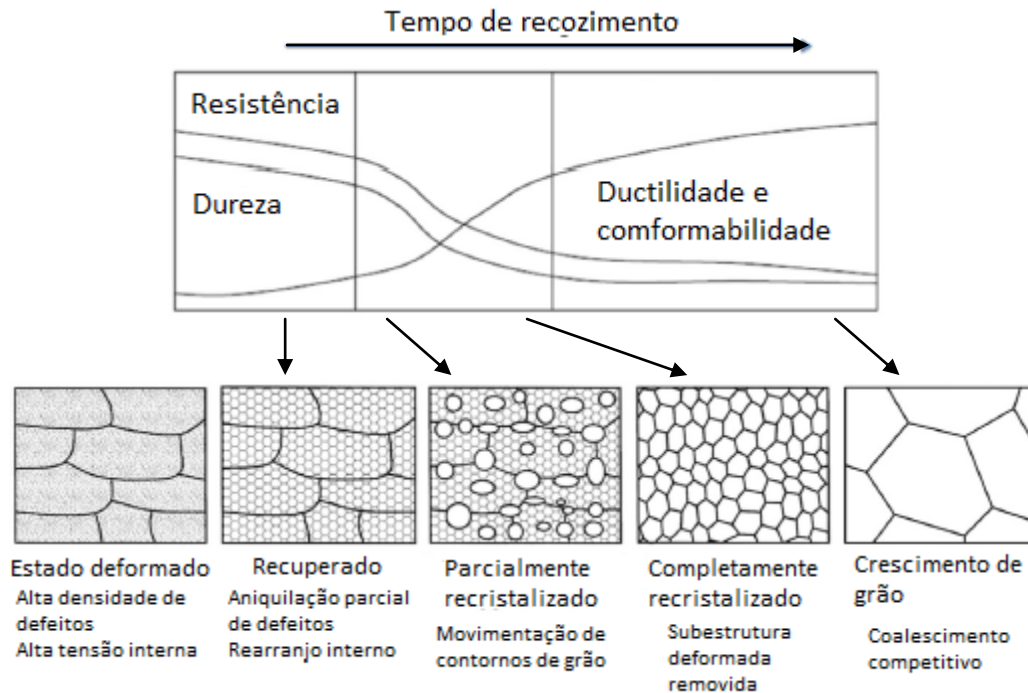
Figura 3.16 - Movimentação atômica durante o crescimento de grão.



Fonte: CALLISTER, 2007 (adaptado).

Na Figura 3.17 é mostrada uma representação esquemática dos efeitos dos fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grão nas propriedades mecânicas (resistência, dureza e ductilidade) de materiais metálicos em geral, bem como as características microestruturais desses em cada situação.

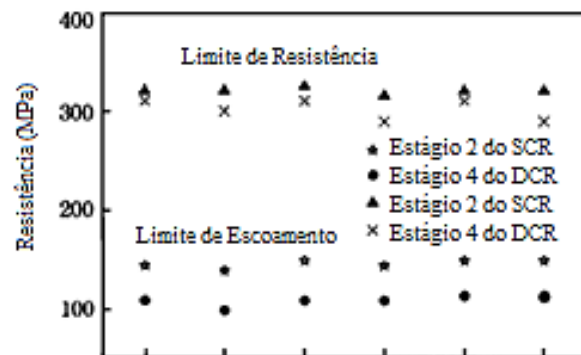
Figura 3.17 - Esquema representativo dos fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grão.



Fonte: RAABE, 2014 (adaptado).

Feng et al. (2013) investigaram a diferença entre a estrutura obtida em uma liga aço livre de intersticiais com adição de titânio e nióbio (IF Nb+Ti) submetida ao tratamento térmico de recozimento após laminação em um passe (SCR) e dois passes (DCR). As amostras foram investigadas com base em microscopia óptica e difração de raios-X (XRD). Os resultados indicaram que os grãos recristalizados das amostras de DCR são menores do que os das amostras de SCR e que o duplo processo de laminação a frio resultou em propriedades mecânicas mais elevadas do que o processo de passe único (com a realização de mesma redução total) (Figura 3.18). Nas amostras de DCR recozidas foi observada estrutura constituída por grãos equiaxiais de tamanho quase uniforme, ao passo que as amostras de SCR recozidas indicam uma estrutura dupla de grãos, consistindo em grãos de tamanho grande e pequeno. No que diz respeito aos precipitados de $(Ti+Nb)C$ e $Fe(Ti+Nb)P$, precipitados do tipo P foram muito raramente observados em ambas as condições. Segundo os autores, ausência destes precipitados é explicada pela alta solubilidade do nióbio.

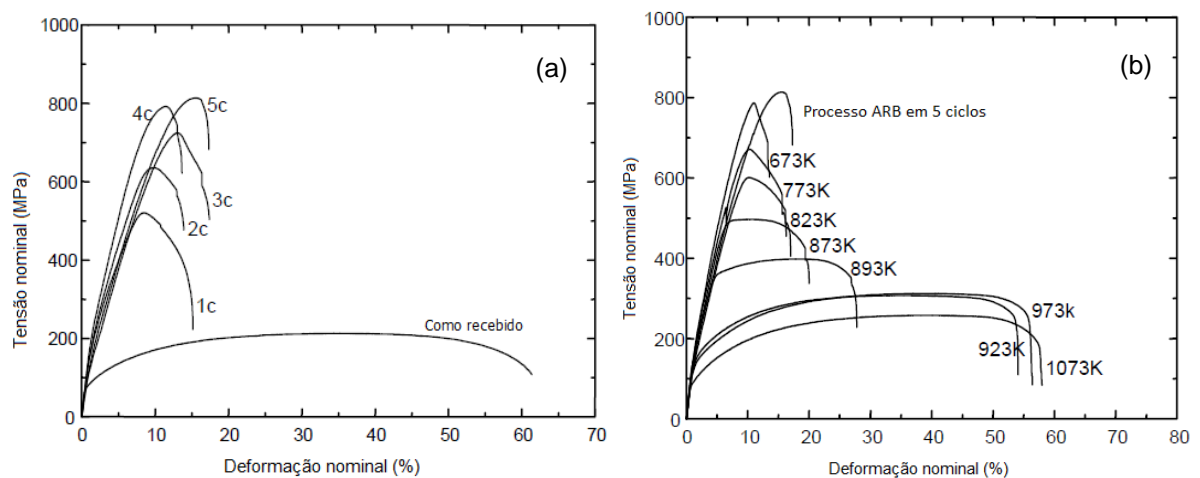
Figura 3.18- Propriedades mecânicas de amostras de aço livre de intersticiais recozidas após laminação em um e dois passes.



Fonte: FENG et al, 2013 (adaptado).

Considerando um processo industrial, as propriedades mecânicas de um aço livre intersticiais de ultra baixo carbono (aproximadamente 0,002% de carbono) processado através da técnica de ARB (Acumulative Roll Bonding Process) em vários ciclos foram estudadas. Percebe-se que, assim com prevê a teoria clássica para o processamento monotônico, a medida que o número de ciclos aumenta, a resistência mecânica aumenta e a ductilidade diminui. Ainda, quanto maior a temperatura de recozimento de um material ciclicamente deformado, mais dúctil e menos resistente ele se tornará (LEE et al., 2002), conforme as Figuras 3.19 e 3.20.

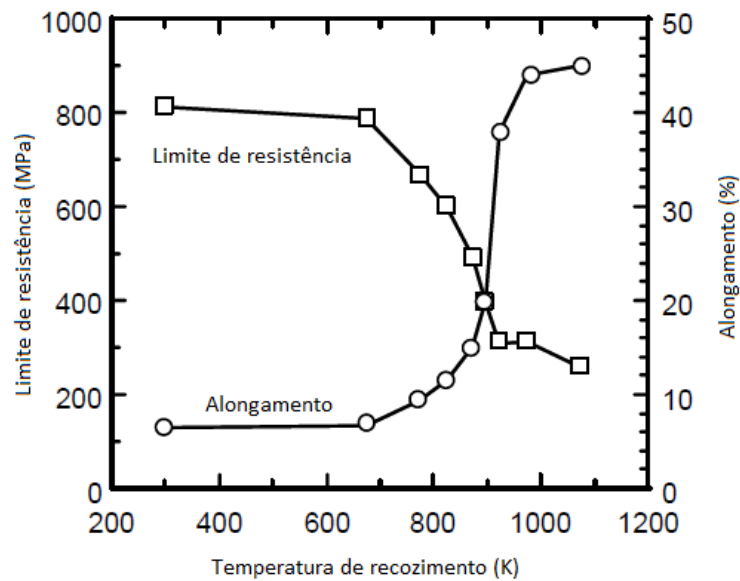
Figura 3.19 - Curva tensão-deformação de um aço livre de intersticiais de ultra baixo carbono processado pelo método ARB a temperatura ambiente.



(a) Curva tensão-deformação do material processado monotonicamente e em vários ciclos e (b) curva tensão-deformação do material processado em cinco ciclos e recozido em temperaturas distintas

Fonte: LEE et al., 2002 (traduzido).

Figura 3.20 - Limite de resistência e alongamento do aço livre de intersticiais de ultra baixo carbono processado por ARB em 5 ciclos em função da temperatura de recozimento.



Fonte: LEE et al, 2002 (traduzido).

3.3. Aço Livre de Intersticiais

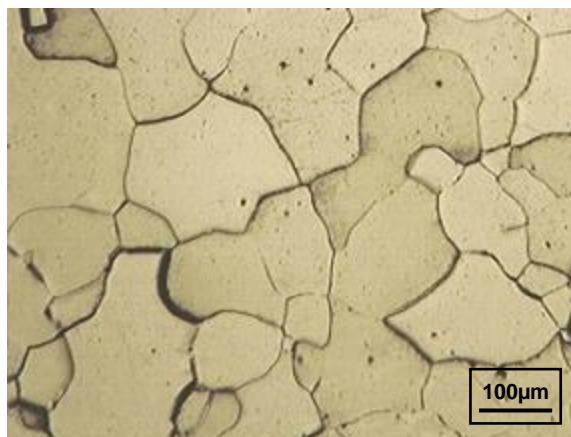
Os aços livres de intersticiais (*interstitial free steels IF*) são aços com baixo teor de carbono e quantidade de elementos intersticiais bastante reduzida, característica que lhes confere boa conformabilidade, baixo limite de escoamento, alongamento elevado e excelente estampabilidade (QUADIR et al., 2006; SAMET-MEZIOU et al., 2008; ASM HANDBOOK, 1993). Por apresentar boas propriedades mecânicas ao ser estampado, sua importância tecnológica e industrial tem aumentado, assim como sua produção mundial (QUADIR et al., 2006; OLIVEIRA, 2010).

A quantidade de carbono existente nos aços IF é inferior ao limite de solubilidade do carbono na ferrita (com estrutura cúbica de corpo centrado) inibindo a formação de perlita neste material (YE et al., 2002; KHATIRKAR et al., 2011). Na Figura 3.21 pode ser observada uma micrografia típica de um aço IF.

A obtenção dos aços IF se dá por meio da redução dos teores de carbono e nitrogênio em solução sólida, por meio da desgaseificação (KHATIRKAR et al., 2011; ASM HANDBOOK, 1993), e da adição de elementos microligantes, como o nióbio e o titânio, que são capazes de formar, juntamente com o carbono e o

nitrogênio, carbonetos e nitretos (SONG et al., 2010; OGAWA et al., 2013; BLECK; BODE; HAHN, 1990). Segundo Oliveira (2010), a produção do aço IF pode ser feita por meio da adição exclusiva de titânio (IF-Ti) ou nióbio (IF-Nb) ou por meio da combinação de ambos (IF-NbTi ou IF-TiNb) como estabilizantes. No entanto, estes elementos geralmente não são adicionados ao mesmo tempo devido ao fato de o nióbio se combinar apenas com o carbono. Isso faz com que o titânio seja adicionado primeiro para formar nitretos e se combinar com elementos residuais, tais como o enxofre. Apenas depois do titânio ter se combinado, o nióbio é adicionado para unir-se com o carbono “residual” (KRAUSS, 2005).

Figura 3.21 - Micrografia do aço IF.



Fonte: Próprio autor.

Nos aços IF-Ti, o titânio se combinará primeiramente com o enxofre e o nitrogênio para depois se combinar com o carbono formando compostos como TiN, TiS, TiC e $Ti_4C_2S_2$ (HUO et al., 2013). Já nos aços IF-Nb, o nióbio se combinará com o carbono, formando o NbC, o nitrogênio com o alumínio, formando o AlN_3 , e o enxofre com o manganês, formando o MnS. Nos aços IF-NbTi, cujo teor de nióbio supera o teor de titânio, ocorre a combinação do titânio com o nitrogênio e com o enxofre formando TiN e TiS, respectivamente, e do nióbio com o carbono formando o NbC. Quando o teor de titânio supera o teor de nióbio nos aços IF-TiNb, a combinação dos elementos se dá da mesma forma que nos aços IF-Ti e o nióbio adicionado permanece em solução sólida (OGAWA et al., 2013; OLIVEIRA, 2010). Segundo Meira (2006), ainda dentro da classificação acima apresentada, outros elementos de liga tais como fósforo, silício e manganês podem ser adicionados ao material a fim de se produzir os chamados aços IF de alta resistência.

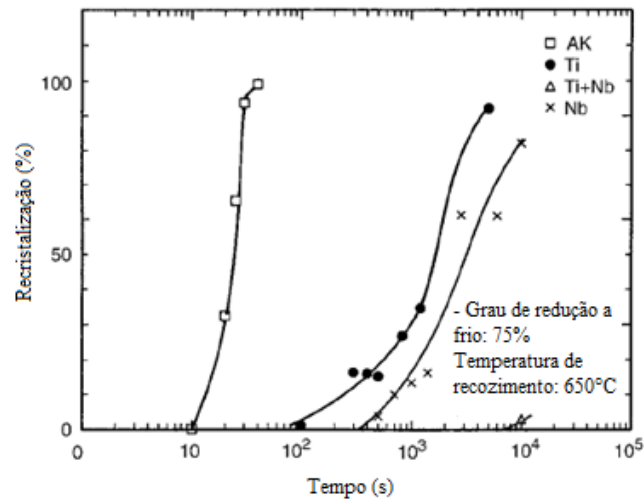
Dentro das três concepções possíveis de aço IF, o IF-Ti é aquele que demonstra ser menos sensível a variações da composição química e do processamento (JONAS, 1994). No entanto, é o que apresenta maior anisotropia planar (MEIRA, 2006). O nióbio é o responsável por atenuar os efeitos da anisotropia planar (ASM HANDBOOK, 1993).

Segundo Krauss (2005), os aços IF são previamente processados em deformação a quente para que compostos estáveis sejam formados antes de o material ser trabalhado a frio. Isso permite que estes compostos ou precipitados sejam mantidos na estrutura quando os materiais forem deformados a frio e façam com que as taxas de aquecimento sejam elevadas durante o recozimento contínuo. Além disso, segundo Pradhan (1996) e Loureiro (1999), todos os tipos de aço IF são susceptíveis à fragilização por deformação secundária, sendo o IF-Ti o mais sensível a este fenômeno.

Outro ponto que chama atenção a respeito deste material é o fato da recristalização destes aços, independente de sua composição, ser bem mais lenta, se comparada com a dos aços acalmados a alumínio (Figura 3.22). Isso se deve ao fato de a distribuição média do tamanho de partículas ser pequena - 8 nm para o Nb-IF e 14 nm para o Ti-IF, fazendo com que a precipitação ocorra a temperaturas baixas (KRAUSS, 2005).

O efeito do carbono e do nitrogênio na composição do aço IF está associado ao teor de elementos microligantes presentes e ao processamento do aço. Os elementos microligantes devem ser suficientes para permitir a combinação de todo o carbono e nitrogênio. O processamento deve ser conduzido de forma a não permitir a dissolução dos carbonetos e nitretos formados e nem permitir a formação de precipitados finos que podem, por exemplo, impedir o crescimento dos grãos durante o recozimento, como é o caso de precipitados finos de titânio (OLIVEIRA, 2010).

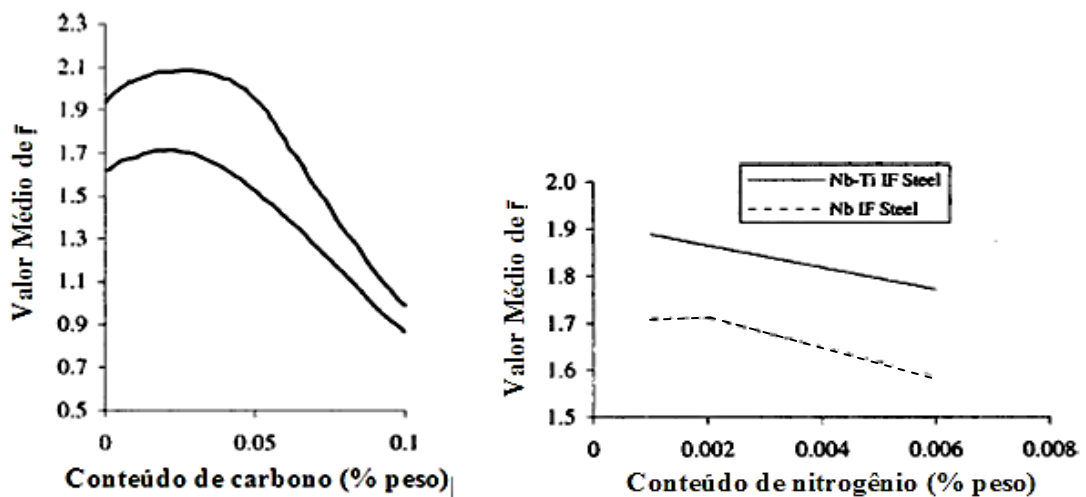
Figura 3.22 - Comparação entre os tempos de recristalização de um aço acalmado ao alumínio e aços IF.



Fonte: KRAUSS, 2005 (traduzido).

Na Figura 3.23 é apresentada a influência do teor de carbono e de nitrogênio na estampabilidade do aço IF. Neste caso, a avaliação foi realizada em função do número de Lankford (\bar{r}), parâmetro que mede a razão entre a deformação no sentido da largura e a deformação no sentido da espessura de um material tracionado (HOLIE, 2000).

Figura 3.23 - Efeito do teor de carbono e de nitrogênio no valor médio de \bar{r} .



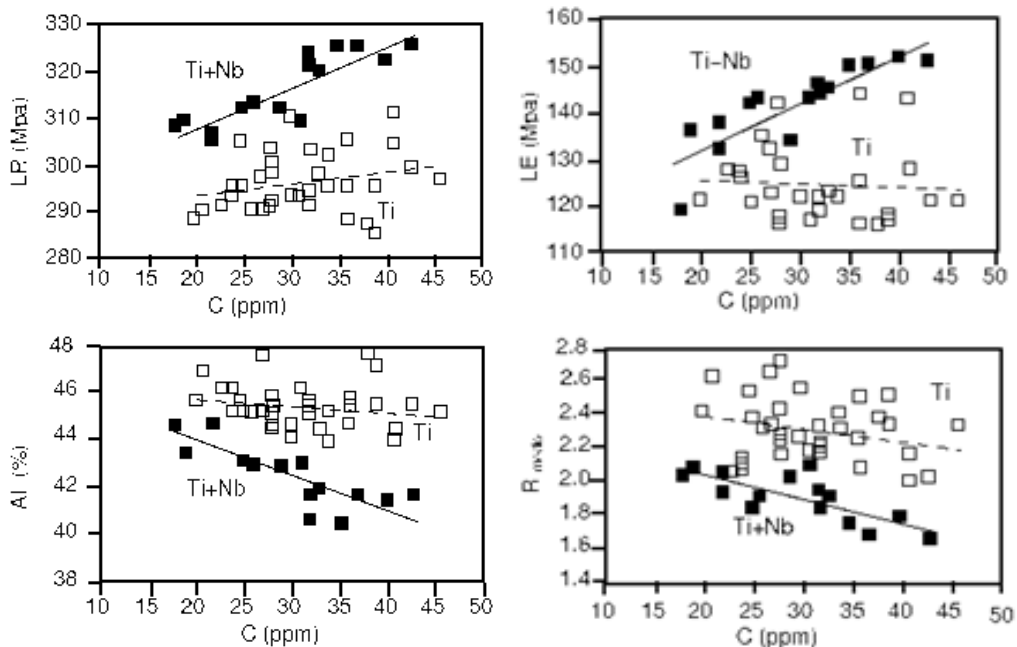
(a) carbono e (b) nitrogênio.

Fonte: HOLIE, 2000.

Para o aço IF-Ti, o teor total de nitrogênio não faz muita diferença para as propriedades mecânicas, pois os precipitados TiN são formados a altas temperaturas, antes da laminação a quente, e são bastante estáveis (BHATTACHARYA, 1990; MEIRA, 2006). Dessa forma, todo o nitrogênio já teriareagido anteriormente e não participaria das alterações microestruturais seguintes.

O teor de carbono é mais crucial para as propriedades mecânicas do IF-TiNb, uma vez que quanto maior o seu teor, menor será seu alongamento e maior os seus limite de resistência e limite de escoamento, quando comparado ao IF-Ti (Figura 3.24). Já em termos de estampabilidade, segundo Pradhan (1994), para um mesmo teor de carbono, o IF-Ti possuirá melhores propriedades mecânicas que o IF-TiNb, pois o grão ferrítico possuirá um tamanho maior devido à formação de precipitados grosseiros

Figura 3.24 - Efeito do teor de carbono nas propriedades do aço IF estabilizado com titânio e titânio/níbio.



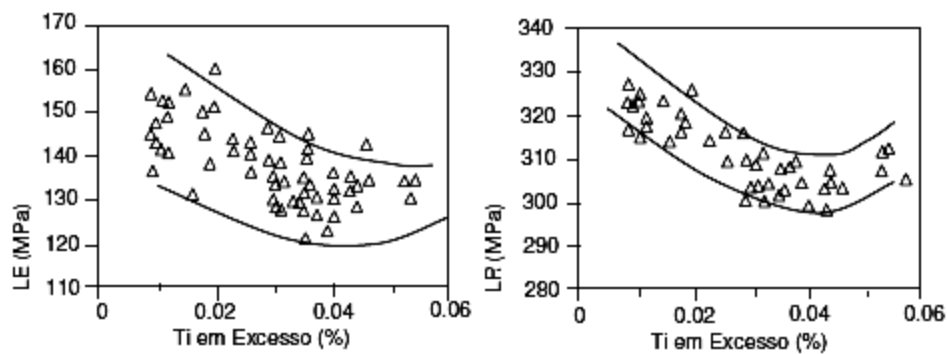
Fonte: PRADHAN, 1994.

O titânio é um elemento muito eficiente na combinação com carbono, nitrogênio e enxofre. A quantidade mínima necessária para que o titânio seja efetivo no material é baseada em estequiometria e leva em consideração o teor dos três elementos a

que vai se combinar (OLIVEIRA, 2010). Na Figura 3.25 é mostrado o efeito do titânio nas propriedades mecânicas do material. Pode-se perceber que o titânio tem atuação benéfica até cerca de 0,04%, sendo este efeito positivo atribuído ao tamanho do grão ferrítico. O efeito negativo, presente a partir de concentrações superiores aos 0,04%, é associado ao retardamento da recristalização (BHATTACHARYA, 1989).

Outros elementos tais como enxofre, fósforo, manganês e silício também exercem influência nas propriedades mecânicas dos aços IF. No entanto, a contribuição deste é pouco significativa se comparada ao efeitos observados com a presença de nióbio, titânio, carbono e nitrogênio.

Figura 3.25 - Efeito do teor de titânio no aço IF.



Fonte: PRADHAN, 1994.

4 MATERIAL E MÉTODOS

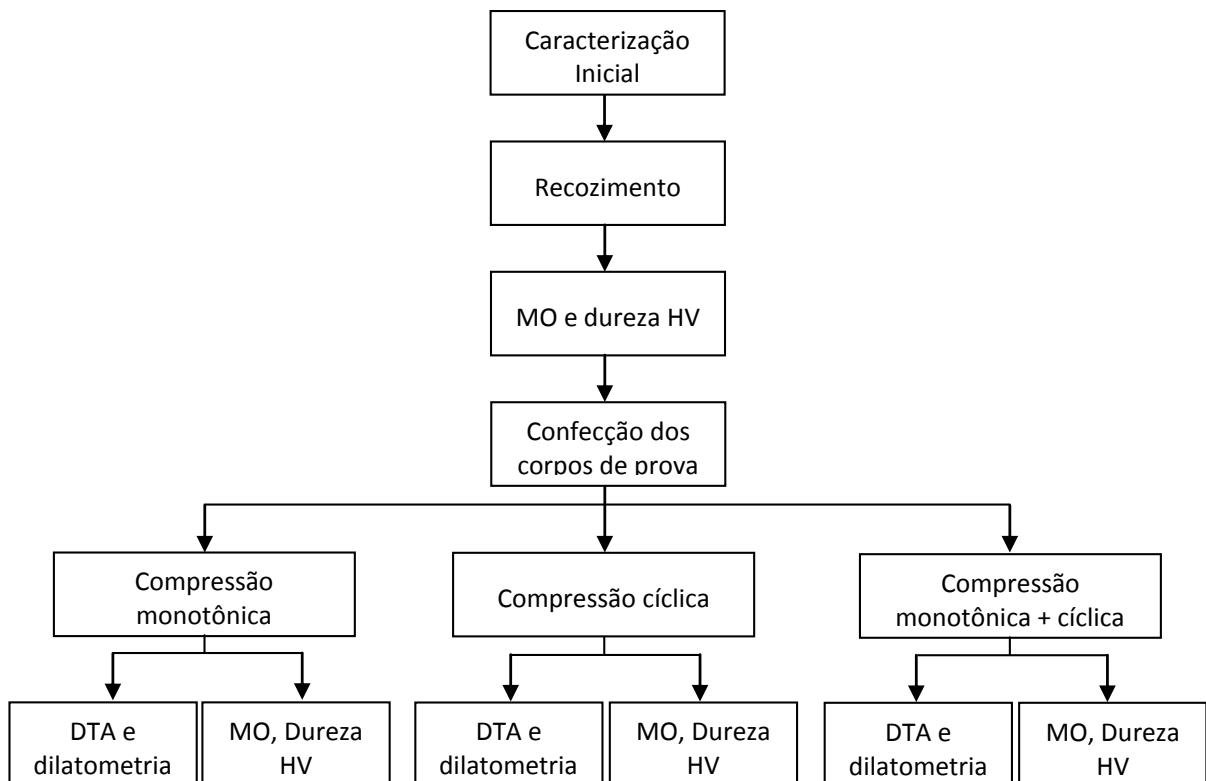
4.1 Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido

Neste trabalho foi analisado o efeito do tamanho grão, associado às deformações monotônica e cíclica posterior, nas propriedades mecânicas de um aço livre de intersticiais, bem como a influência da pré-deformação na recristalização deste material.

Assim sendo, o trabalho foi desenvolvido por meio da sequência de etapas apresentadas na Figura 4.1.

Inicialmente, a liga como recebida foi caracterizada por meio de microscopia óptica (MO) e dureza Vickers (HV) para, posteriormente, ser submetida a tratamentos térmicos em diferentes condições, a fim de se obter tamanhos de grãos distintos.

Figura 4.1 – Fluxograma geral do trabalho desenvolvido



Fonte: Próprio autor.

Após definidos os tamanhos de grão a serem estudados, o material com três diâmetros médios de grãos foi novamente caracterizado por MO e HV. Uma vez realizada a caracterização de amostras dos três tamanhos de grão, consideradas a partir de então como estado inicial, foram confeccionados corpos de prova para posterior processamento mecânico monotônico, cíclico e em uma combinação de ambas as deformações. Por fim, as amostras deformadas foram novamente caracterizadas por MO e HV e submetidas a ensaios de análise térmica diferencial (DTA) e dilatométrica.

4.2 Material

Para a realização do trabalho foi utilizado o aço livre de intersticiais (*interstitial free steel* - IF), na forma de pequenos blocos de dimensões 25mm x 30mm e comprimento de 150mm. A escolha do material foi baseada na ampla aplicação deste na indústria automobilística e por este ser um metal que, em sua fabricação, é submetido a distintos processamentos mecânicos e térmicos.

4.3 Análise Química

A análise química do material utilizado foi realizada no Laboratório Químico da Empresa Gerdau Aços Especiais, em Pindamonhangaba, por meio de espectrometria óptica com utilização dos espectrômetros das marcas *Thermo* modelo ARL 4460 e *LECO* modelo CS230, tendo como referência a norma ASTM E1019 para análise de carbono e enxofre e ASTM E415 para análise dos demais elementos (Figura 4.2).

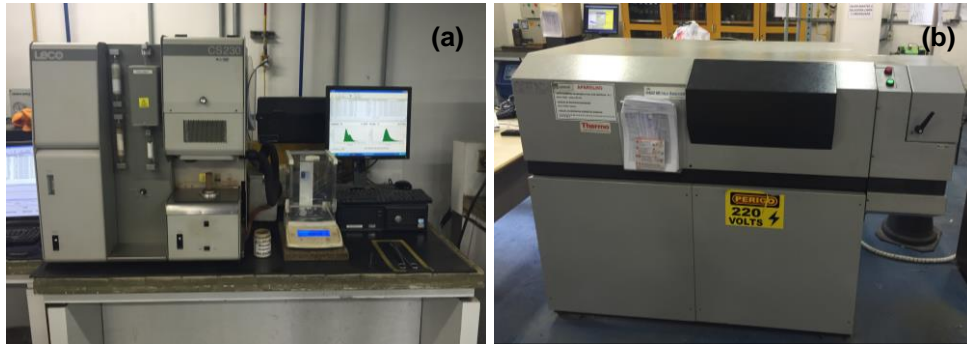
4.4 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos conduzidos no material foram o recozimento pleno e a normalização, com diferentes tempos de encharque, a fim de produzir amostras de aço IF com tamanhos de grão diversos.

Os processamentos térmicos foram realizados conforme as condições exibidas na Tabela 4.1. A temperatura utilizada foi estabelecida por meio de literatura própria

(ASM HANDBOOK, 1995) e escolhida por ser a temperatura de austenitização do material em estudo.

Figura 4.2 – Espectrometros ópticos utilizados para análise de composição química.



(a) Espectrometro *LECO* modelo CS230 (b) Espectrometro *Thermo* modelo ARL 4460.

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4.1 - Parâmetros de tratamento térmico.

| Temperatura | Tempo de encharque | Resfriamento |
|-------------|--------------------|--------------|
| 960°C | 120 min | Ar |
| 960°C | 120 min | Forno |

Fonte: Próprio autor, 2014.

Todos os tratamentos foram realizados em um forno da marca *Brasimet* modelo Heraus no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, conforme a imagem apresentada na Figura 4.3.

Figura 4.3 - Forno *Brasimet* modelo Heraus utilizado para realização dos tratamentos térmicos.



Fonte: Próprio autor.

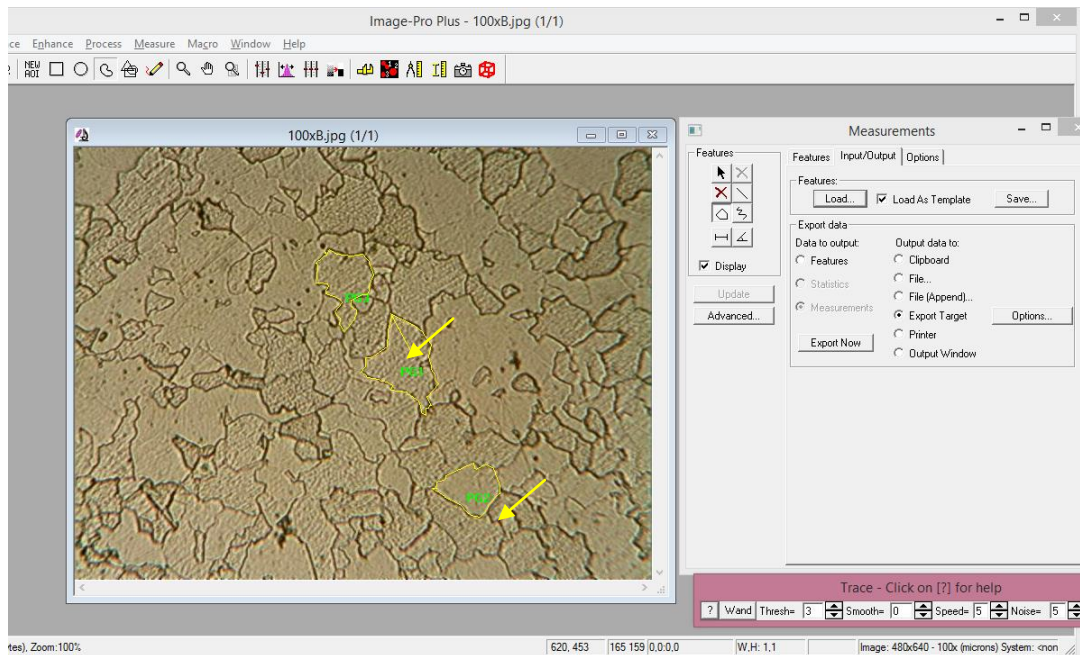
4.5 Medida de Tamanho de Grão

Após a preparação metalográfica os tamanhos de grãos das amostras foram analisados e medidos com auxílio do software *Image-Pro Plus 6.0*. No total, foram medidos 200 grãos de cada de condição e calculada a média das medidas obtidas para se determinar o tamanho de grão médio de cada condição.

Inicialmente, selecionou-se uma imagem de microestrutura obtida por meio de preparação metalográfica para analisa-la no software. Utilizando as ferramentas de seleção disponíveis no programa faz-se a marcação do contorno de cada grão individualmente (linha amarela indicada pela seta na Figura 4.4). Uma vez medidos todos os grãos possíveis em uma determinada imagem, os valores foram salvos e exportados para uma planilha de dados. Os valores calculados pelo software e exportados são referentes a área do polígono traçado sobre o contorno de grão. Portanto, para determinar o tamanho do grão, faz-se o cálculo considerando que o grão é equiaxial, ou seja, possui seção transversal aproximadamente circular, e tem-se o diâmetro do grão.

O procedimento anteriormente descrito foi realizado em diversas micrograficas até se obter um número mínimo de 200 grãos analisados. De posse dos diâmetros destes grãos, calculou-se a média e foi definido o tamanho de grão de cada condição.

Figura 4.4 - Exemplo de medição de grão com auxílio do programa Image-Pro Plus.



Fonte: Próprio autor.

4.6 Corpos de Prova

Os corpos de prova foram confeccionados pelo Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT), em São Paulo, por meio do processo de eletroerosão a fio em função da precisão dimensional. Esses foram projetados com formato cúbico, adequado à operação de compressão, com aresta de 10 milímetros, sendo que esta dimensão foi definida em função das limitações de carga do equipamento no qual foram realizados os ensaios de compressão e, portanto, as deformações. Na Figura 4.5 pode ser observado o desenho esquemático do corpo de prova com suas devidas dimensões.

Figura 4.5 - Corpo de prova de compressão.

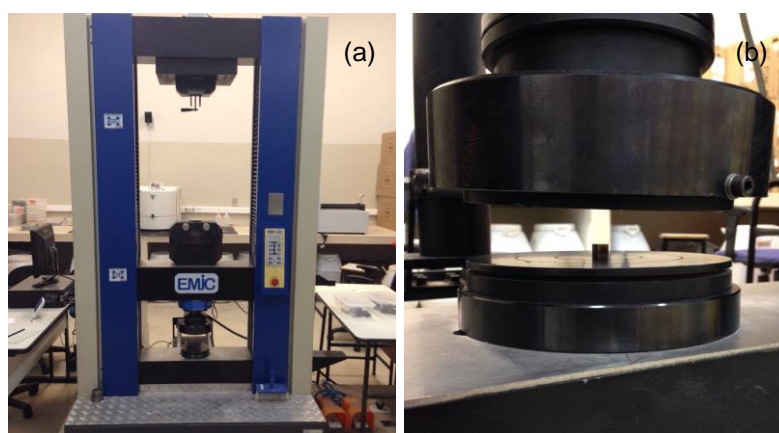


Fonte: Próprio autor.

4.7 Processamento Mecânico

O processamento mecânico do material por compressão foi realizado em corpos de prova cúbicos de 10 milímetros em amostras das três condições de tamanho de grão. Os ensaios foram conduzidos no Departamento de Transportes e Trânsito do CEFET-MG, em prensa mecânica Emic com sistema de controle e aquisição de dados acoplado (Figura 4.6).

Figura 4.6 – Máquina EMIC utilizada para processamento mecânico.



(a) Máquina de compressão EMIC e (b) detalhe do corpo de prova nos pratos de compressão.

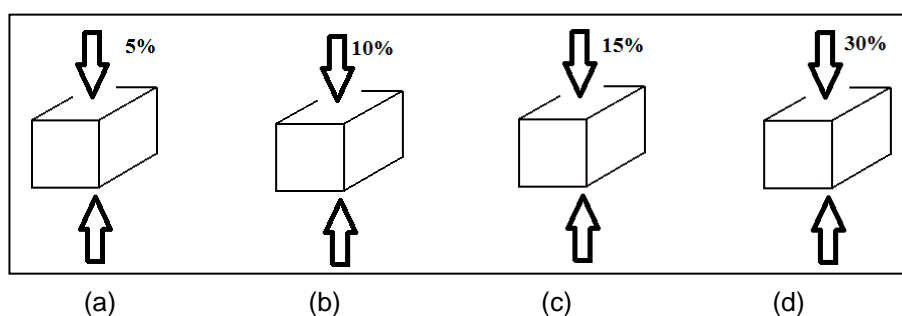
Fonte: Próprio autor.

Em termos de deformação monotônica, foram consideradas 4 magnitudes de distintas, sendo elas 5%, 10%; 15% e 30% (Figura 4.7). O valor máximo de deformação (30%) foi definido em função da limitação de carga do equipamento no qual os ensaios de compressão, assim como a geometria dos corpos de prova. Os demais valores foram estipulados de tal forma que pudessem ser comparados com o maior valor de deformação e também com as deformações aplicadas ciclicamente. Para atender estas especificações e tornar os valores padronizados determinou-se que todas as magnitudes de deformação deveriam ser valores múltiplos de 5%.

Considerando-se a deformação cíclica, foram estabelecidas três condições distintas. A primeira correspondia à aplicação de deformação de 5% em cada eixo do corpo de prova, levando a uma deformação total de 15%; a segunda correspondia à aplicação de uma deformação de 10% em cada um dos três eixos, levando a uma

deformação total de 30%; e a terceira correspondia à deformação de 5% em cada eixo da amostra seguida por uma nova sequência de deformação de 5% em cada eixo da amostra, levando novamente a uma deformação total de 30%. Na Figura 4.9 pode ser verificada a representação esquemática das sequências de deformação cíclica conduzidas. Por fim, foi realizada uma combinação de 15% de deformação monotônica, seguida de 5% de deformação em cada eixo da amostra, totalizando 30%, conforme indicado na Figura 4.8.

Figura 4.7 - Representação esquemática da deformação monotônica por compressão em diferentes magnitudes.



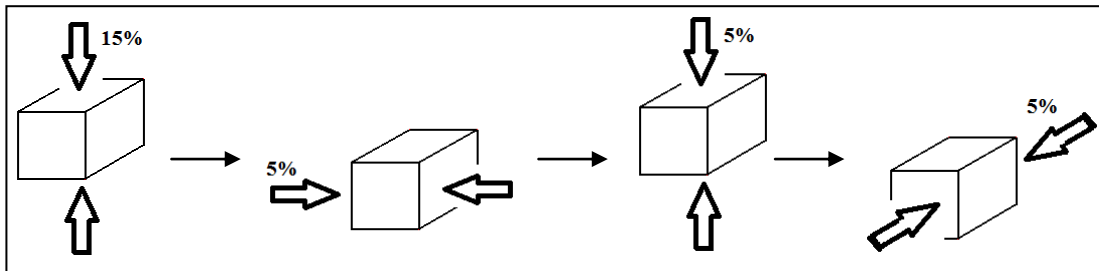
(a) Deformação monotônica de 5%. (b) Deformação monotônica de 10%. (c) Deformação monotônica de 15%. Deformação monotônica de 30%.

Fonte: Próprio autor.

Foram processadas 5 amostras em cada magnitude e condição de carregamento (monotônico, cíclico e combinação de monotônico e cíclico). Em todos os casos tomou-se como referência a deformação convencional.

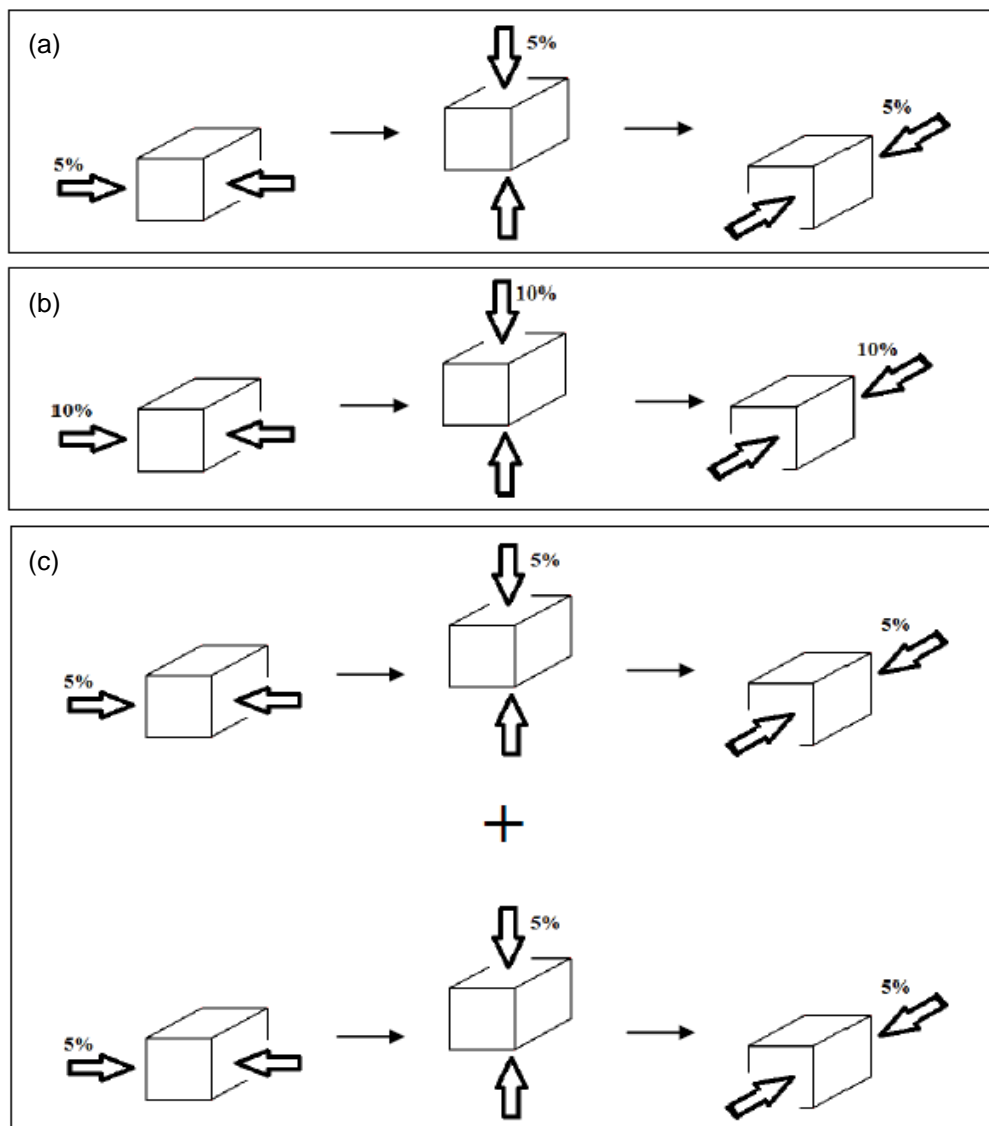
De forma a garantir que o percentual de deformação estipulado em cada condição fosse respeitado, calculou-se o valor da deformação em milímetros para cada passe e utilizou-os como critério de parada da máquina. Nos casos de deformação cíclica, a alteração de geometria provocada pelos passes de deformação anteriores foi levada em consideração. Tomando com exemplo a condição de deformação cíclica de 5% em cada eixo, a deformação de 5% no primeiro eixo (primeiro passe) foi calculada tendo como referência a dimensão da aresta inicial do corpo de prova, ou seja, 10 mm. Já no segundo eixo de deformação (segundo passe), a deformação de 5% foi calculada considerando-se a nova geometria do corpo de prova após o primeiro passe de deformação. O mesmo foi válido para o terceiro passe.

Figura 4.8 - Representação esquemática da combinação da deformação monotônica de 15% com a sequência de deformação cíclica de 5% em cada eixo.



Fonte: Próprio autor.

Figura 4.9- Representação esquemática da deformação cíclica nos corpos de prova.



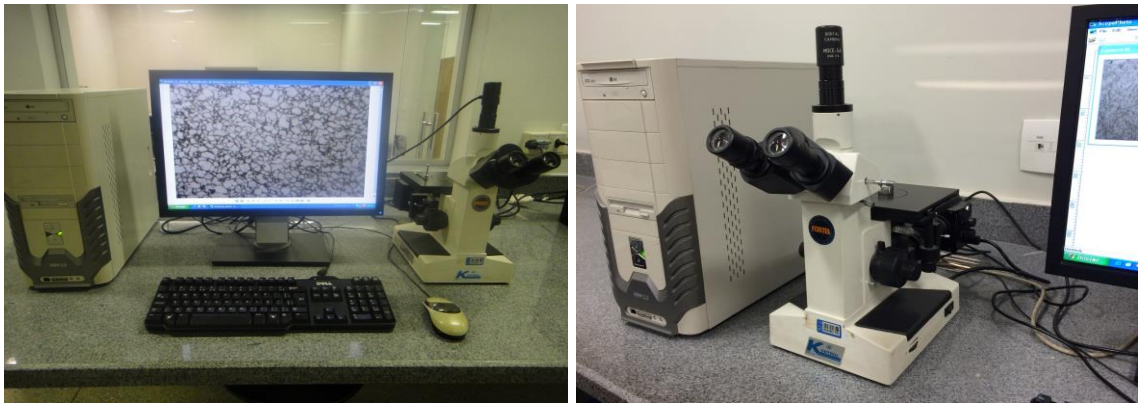
(a) Deformação de 5% em cada eixo, (b) deformação de 10% em cada eixo e (c) deformação de 5% em cada eixo seguida de sequência similar.

Fonte: Próprio autor.

4.8 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural do material foi conduzida no aço IF no estado inicial, após os tratamentos térmicos e em todas as condições de processamento mecânico, bem como após ensaio de dilatométrica. Esta etapa foi realizada por meio de microscopia óptica (MO) nos Laboratórios de Metalografia e do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, por meio dos equipamentos mostrados na Figura 4.10.

Figura 4.10- Microscópio óptico.



Fonte: Próprio autor.

Inicialmente, os materiais nas condições iniciais estabelecidas foram cortados em máquina de corte com disco abrasivo da marca *Struers* em amostras de dimensões de 25mm x 15mm x 15mm, aproximadamente.

As amostras foram embutidas a frio empregando-se acrílico autopolimerizável da marca *Jet*. Em seguida, foi conduzida a etapa de lixamento, em equipamentos da marca *Struers*, utilizando lixas de granulometria #320, #400, #600, #1200, #2400 e #4000. A etapa seguinte foi de polimento, em politrizes da marca *Arotec*. Utilizou-se como abrasivo pasta de diamante nas granulometrias de 9 μ m, 3 μ m e 1 μ m. Após o polimento o material foi atacado com reagente Nital 2% (solução composta de 2ml de ácido nítrico concentrado e 97ml de álcool etílico) por imersão durante 10s. As microestruturas das amostras foram digitalizadas através do microscópio óptico da marca *Fortel*.

Ressalta-se que após as deformações monotônicas e cíclicas terem sido realizadas, as amostras caracterizadas foram os próprios corpos de prova deformados, cujas dimensões iniciais são descritas no item 4.6. Todas as análises de microestrutura foram realizadas no sentido transversal à aplicação do esforço compressivo. No caso das deformações cíclicas, utilizou-se como referência a direção do último passe de deformação.

4.9 Caracterização Mecânica

A caracterização mecânica foi realizada por meio de ensaios de microdureza Vickers. Os experimentos foram conduzidos no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG em um microdurômetro marca *Shimadzu* – modelo 2T, conforme a Figura 4.11. Ressalta-se que o emprego do microdurômetro deu-se de forma a “simular” a macrodureza Vickers, em função da indisponibilidade de um durômetro Vickers.

Figura 4.11 - Microdurômetro Shimadzu – modelo 2T.



Fonte: Próprio autor.

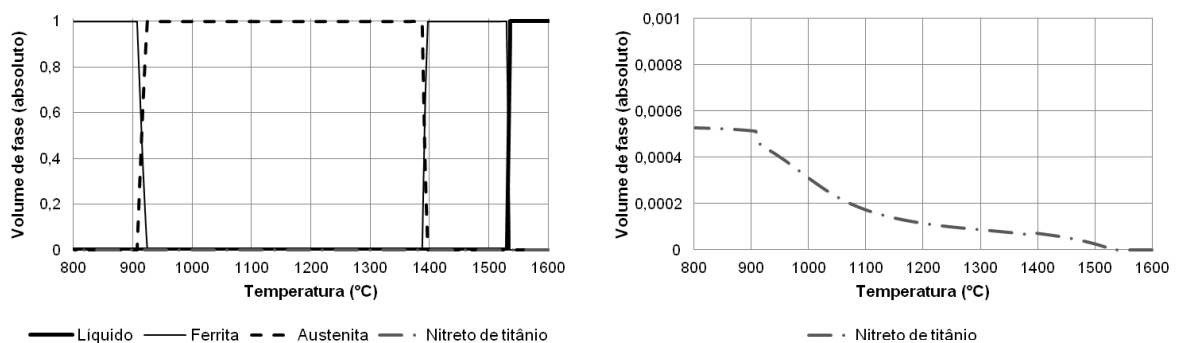
Similarmente à caracterização microestrutural, os experimentos foram conduzidos em amostras no estado inicial e em todas as condições de processamento. Todos os testes foram realizados com uma carga de 2000gf e tempo de aplicação de 15s, parâmetros escolhidos em função da adequação do teste ao material. Duas amostras de cada condição estudada foram ensaiadas, sendo que em cada peça foram feitas sete impressões e descartados o maior e o menor valor de dureza obtida a fim de se excluir possíveis variações relacionadas a causas pontuais.

4.10 Análise Térmica Diferencial - DTA

Ensaio de análise térmica diferencial (DTA) foram realizados a fim de se analisar a recristalização do aço IF no estado inicial e em todas as condições de processamento. As análises foram realizadas no Laboratório de Processos Metalúrgicos do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT), em São Paulo.

Foram testados aproximadamente de 0,2g de amostra de cada condição em atmosfera inertizada por argônio a uma taxa de aquecimento constante de 3°C/min até se atingir a temperatura de 1200°C, permanecendo neste patamar por 300 segundos. A taxa de resfriamento foi 5°C/min até se atingir a temperatura de 100°C. A temperatura de patamar foi determinada com base em simulação termodinâmica e levando em consideração a possível dissolução e precipitação de nitreto de titânio, conforme mostrado na Figura 4.12.

Figura 4.12 – Simulação termodinâmica do aço IF realizada no software *Thermocalc*



(a) Temperatura de estabilização e volume das principais fases presentes no aço IF. (b) Temperatura e volume de fase do nitreto de titânio.

Fonte: Próprio autor.

4.11 Dilatometria

De maneira análoga ao ensaio de DTA, as análises no dilatômetro também foram realizadas com o intuito de obter maiores informações acerca da influência da deformação na recristalização do material. Foram ensaiadas 5 amostras de cada condição.

Este ensaio foi realizado no Laboratório de Processos Metalúrgicos do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT), em São Paulo. A seguir são apresentados os parâmetros utilizados no ensaio (Tabela 4.2). Os parâmetros do teste foram definidos tendo por base a temperatura e os tempos utilizados para realizar o tratamento de recozimento pleno da liga uma vez que, durante este processamento térmico, pode ser observado o fenômeno de recristalização. Ressalta-se que o ensaio foi realizado sem gás inertizador.

Tabela 4.2 - Parâmetros do ensaio de dilatometria

| Temperatura | Tempo de encharque | Taxa de aquecimento |
|--------------------|---------------------------|----------------------------|
| 1000°C | 60 min | 5°C/min |

Fonte: Próprio autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização do Material como Recebido e após Tratamentos Térmicos

A composição química do aço IF estudado neste trabalho é apresentada na Tabela 5.1. Ressalta-se que embora tenham sido utilizadas três condições distintas (o material no estado inicial e após processamento térmico), a composição química não diverge de uma condição para outra, uma vez que a diferenciação das condições reside no tamanho de grão obtido por meio de tratamentos térmicos distintos realizados no mesmo material base.

Tabela 5.1 – Análise química do aço IF

| Elementos | C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Mo | Ti | Al | Cu | Nb | N |
|-----------|-------|-------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|
| % em peso | 0,005 | 0,015 | 0,17 | 0,015 | 0,009 | 0,012 | 0,017 | 0,001 | 0,075 | 0,050 | 0,013 | 0,004 | 0,0014 |

Fonte: Próprio autor.

Observa-se a composição exibiu baixo teor de carbono e nitrogênio, elevado teor de titânio e teores de nióbio em nível residual. Com base nos teores de titânio e nióbio verifica-se que o material trata-se de um aço IF-Ti e não um aço IF-Nb ou IF-NbTi uma vez que não apresenta teores de nióbio compatíveis com aqueles praticados quando se faz adição deste elemento.

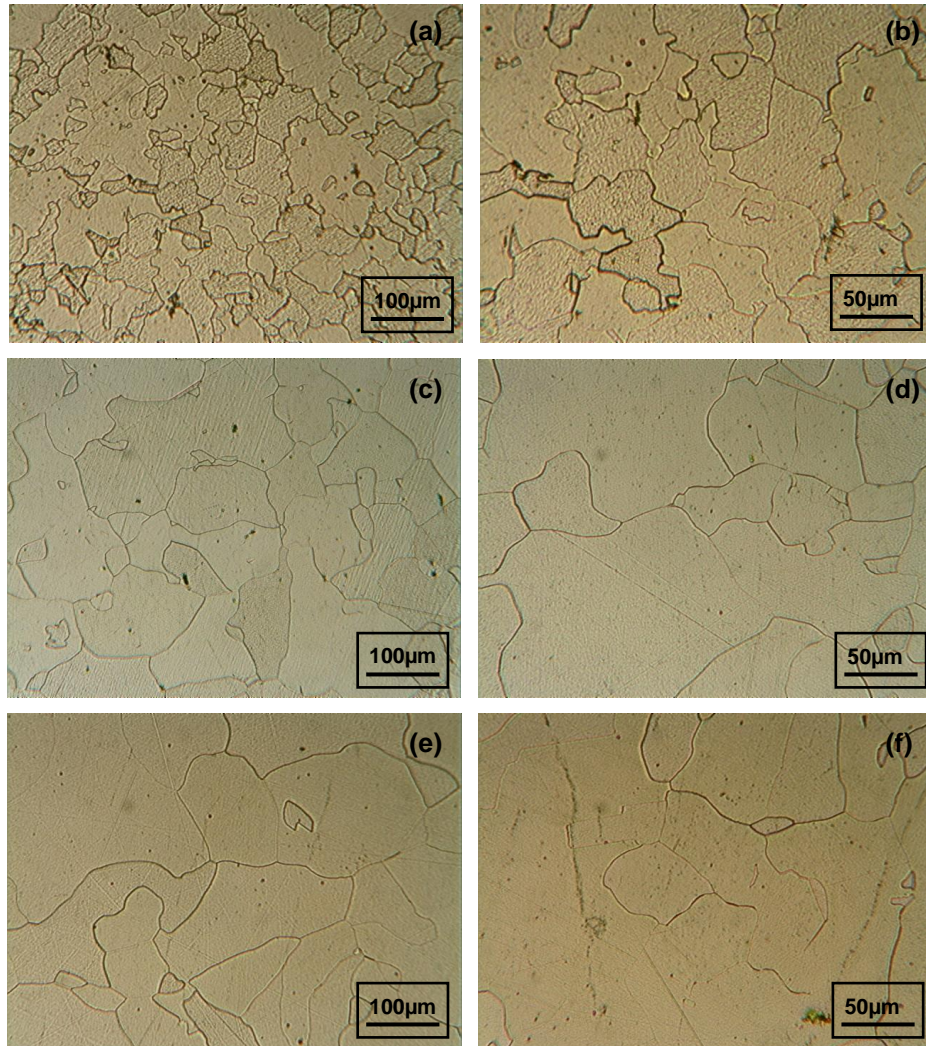
Assim sendo, uma vez que este aço IF é estabilizado por titânio, sua estrutura bem como suas propriedades será influenciada pela precipitação e possível coalescência de nitretos, carbonetos e carbonitretos, tais como Ti(N,C) (HUO et al, 2013). Outra característica derivada da estabilização deste aço IF por titânio é a baixa susceptibilidade à variação de composição química (JONAS, 1994), ou seja, pequenas flutuações de composição que existem ao longo dos materiais não exercem influência significativa em suas propriedades, como um todo.

5.1.1 Caracterização microestrutural

As micrografias obtidas por microscopia ótica do aço IF utilizado neste trabalho nas três condições empregadas (estado inicial e após tratamentos térmicos) são

apresentadas na Figura 5.1. Vale ressaltar que as imagens apresentadas nessa figura referem-se à condição mais representativa da estrutura do material, sendo verificadas nas demais amostras analisadas.

Figura 5.1 – Micrografia do aço IF nas condições de estado inicial



(a) e (b) Como recebido - condição de menor tamanho de grão (c) e (d), tratamento térmico a 960°C / 2h / resfriamento ao ar - condição de tamanho de grão intermediário, (e) e (f) tratamento térmico a 960°C / 2h / resfriamento forno - condição de maior tamanho de grão.

Fonte: Próprio autor.

Observa-se nas micrografias de todas as condições apenas estrutura ferrítica. Quanto aos tamanhos de grão, a maior diferença é verificada entre a condição como recebido e as demais. Embora haja diferença significativa entre o tamanho de grão intermediário e o maior tamanho de grão, esta diferença não se apresenta na mesma proporção do que quando comparado com a amostra de menor tamanho de

grão. Na Tabela 5.2 são apresentadas as medidas médias de tamanho de grão de cada condição com seus respectivos desvios padrão.

Tabela 5.2 – Medidas de tamanhos de grão do aço IF nas diferentes condições do estado inicial

| Tamanho de Grão | Diâmetro (μm) |
|-------------------------------|--|
| Maior_TG (960°C / 2h / forno) | 146,7 \pm 21,4 |
| Médio_TG (960°C / 2h / ar) | 118,7 \pm 17,2 |
| Menor_TG (como recebido) | 55,9 \pm 4,9 |

Fonte: Próprio autor.

Pode-se perceber coerência entre os valores encontrados nas medições e as imagens obtidas na microscopia óptica. Verifica-se também que, assim como percebido nas micrografias, a diferença entre o menor tamanho de grão para o tamanho de grão intermediário é de aproximadamente 210% e a diferença do tamanho de grão intermediário para o maior tamanho de grão é de 120%, ou seja, mais expressiva entre o menor tamanho de grão e os demais do que entre o tamanho de grão intermediário e o maior tamanho de grão.

5.1.2 Caracterização mecânica

A Tabela 5.3 apresenta as medidas de dureza Vickers e os respectivos desvios padrão para o aço IF com diferentes tamanhos de grão. Na Figura 5.2 são apresentados os valores para comparação.

Tabela 5.3 – Dureza Vickers do aço IF com diferentes tamanhos de grão

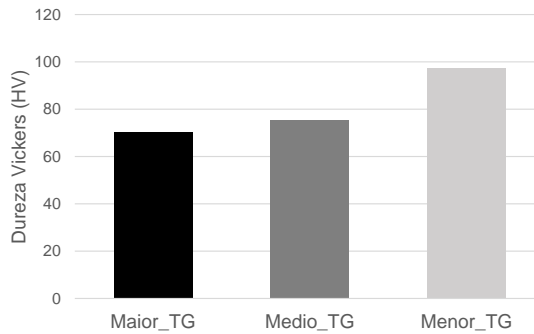
| Tamanho de Grão | Dureza (HV) |
|------------------------|--------------------|
| Maior_TG | 70,5 \pm 1,6 |
| Medio_TG | 75,6 \pm 1,8 |
| Menor_TG | 97,5 \pm 2,7 |

Fonte: Próprio autor.

Nota-se que a dureza do material com menor tamanho de grão (Menor_TG) é superior a do material com tamanho de grão intermediário (Medio_TG) que, por sua

vez é superior a do material com maior tamanho de grão (Maior_TG), conforme esperado.

Figura 5.2 – Comparação de dureza dos aços IF com diferentes tamanhos de grão



Fonte: Próprio autor.

Os valores de dureza encontrados nas amostras de cada tamanho de grão estão de acordo com a microestrutura encontrada para cada condição. O material com menor tamanho de grão possui mais contornos de grão. Uma vez que os contornos de grão funcionam como barreira à movimentação de discordâncias, fontes para nucleação e ainda atuam com mais sistemas de deslizamento que o interior dos grãos, quanto maior o número de contornos de grão maior será o valor de dureza, conseqüentemente, quanto maior o grão, menor o número de contornos de grão e menor a dureza (REED-HILL,1982; SAINATH et al, 2015; XIONG, et al, 2015).

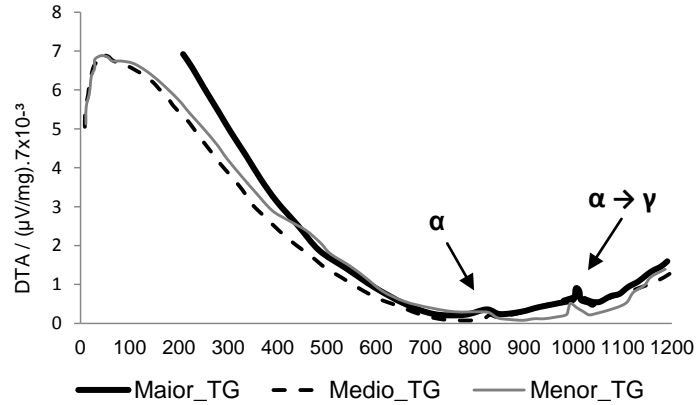
Dessa forma, os valores de dureza encontrados associados às microestruturas anteriormente apresentadas evidenciam as diferenças entre os aços IF com diferentes tamanhos de grão, condições iniciais utilizadas nos desenvolvimento deste trabalho.

5.1.3 Análise térmica diferencial

Na Figura 5.3 são apresentadas as curvas do ensaio de análise térmica diferencial (DTA) para o aço IF com diferentes tamanhos de grão. As temperaturas de recristalização da ferrita (α), bem como as temperaturas de transformação de fase de ferrita para austenita ($\alpha \rightarrow \gamma$) dos aços IF com diferentes tamanhos de grão obtidos no ensaio de DTA são apresentadas na Tabela 5.4. Adicionalmente, são apresentadas entre parênteses, também na Tabela 5.4, as faixas de temperatura

nas quais estes fenômenos acontecem. Na Figura 5.4 são apresentados os dados para fins de comparação.

Figura 5.3 – Curvas de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão



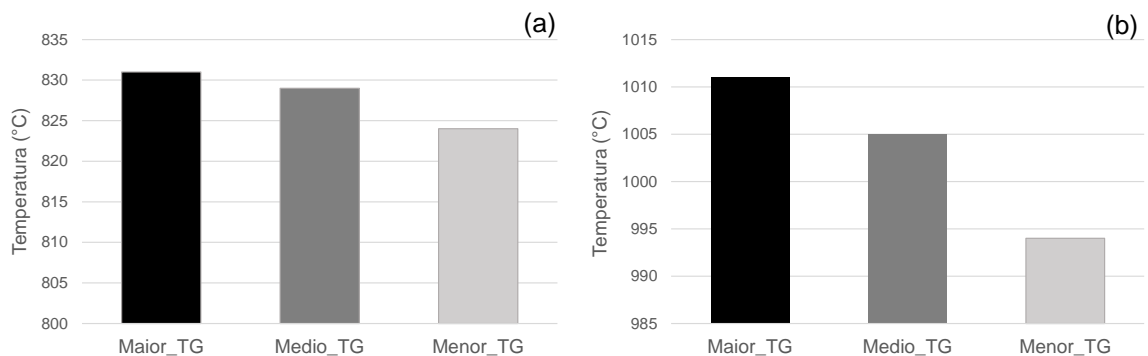
Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.4 – Faixas e temperaturas de recristalização da ferrita (α) e de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de DTA

| Tamanho de Grão | Recristalização da ferrita (°C) | Transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) (°C) |
|-----------------|---------------------------------|--|
| Maior_TG | 831 ± 5 (829 - 847) | 1011 ± 5 (1000 - 1014) |
| Medio_TG | 829 ± 5 (820 - 847) | 1005 ± 5 (1000 - 1020) |
| Menor_TG | 824 ± 5 (779 - 851) | 994 ± 5 (985 - 1021) |

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.4 – Temperaturas obtidas no ensaio de DTA



(a) Temperatura de recristalização da ferrita (α) e (b) temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com diferentes tamanhos de grão.

Fonte: Próprio autor.

Observa-se que ambas as temperaturas decrescem à medida que o tamanho de grão diminui. No que diz respeito às faixas de temperatura nas quais estes fenômenos acontecem, a relação observada é inversa. À medida que o tamanho de grão decresce, mais ampla se torna a faixa de temperatura na qual a variação de energia ocorre, ou seja, considerando-se que a temperatura aumenta gradativamente ao longo de ensaio, pode-se dizer que tanto a recristalização quanto a austenitização parecem ficar mais lentas a medida que o tamanho de grão inicial é reduzido.

A recristalização da ferrita é influenciada por diversos fatores, dentre eles o tamanho de grão inicial do material (XIE et al., 2011). Uma vez que este fenômeno é iniciado em sítios pré-existentes com alta energia interna associada, tais como contornos de grão e defeitos estruturais, espera-se que a condição de menor tamanho de grão, por apresentar mais sítios de nucleação disponíveis, necessite de energia de ativação menor e, portanto, possua temperatura de recristalização inferior às demais condições, conforme foi observado (REED-HILL, 1982; RAABE, 2014). Analogamente, a temperatura de recristalização mais elevada obtida para o material com tamanho de grão intermediário em relação ao material com o maior tamanho de grão é justificada da mesma forma.

Considerando-se as temperaturas de transformação de fase apresentadas pelo material nas três condições, justificativa similar pode ser apresentada. Uma vez que a nucleação heterogênea necessita de menor força motriz para acontecer do que a nucleação homogênea, a formação da austenita seria facilitada na condição que apresentasse maior número de sítios de nucleação. Neste caso, considerando-se que o único parâmetro variável entre as três condições era apenas o tamanho de grão, quanto menor o tamanho de grão, maior seria o volume de contornos de grão e o número de sítios de nucleação e, conseqüentemente, menor seria a temperatura de austenitização, conforme verificado.

Analisando-se as faixas de temperatura de recristalização da ferrita e as faixas de temperatura de austenitização observou-se um aumento em ambas, que foi associado a um possível retardamento destes processos à medida que o grão diminuiu. No entanto, de acordo com estudos realizados em materiais diversos,

conforme o tamanho de grão inicial do material diminui, mais favorecidas estas reações deveriam se tornar, pois mais sítios estariam disponíveis e menor a energia de ativação seria requerida pelo processo (RAABE et al, 2002; XIE et al, 2011; HAN et al, 2015). Entretanto, tal constatação não se mostra verídica, pois a temperatura de recristalização é definida como a menor temperatura na qual novos grãos livres de tensões surgem na estrutura (RAABE, 2014; BRESCIANI, 2011) e, para a condição com menor tamanho de grão, verifica-se as temperaturas de recristalização e austenitização foram menores, decorrendo conseqüentemente, menos tempo até o surgimento de novos grãos livres de tensão e, portanto, tendo início mais rapidamente o processo. Pode-se dizer a respeito do aumento da faixa de temperatura na qual estes fenômenos acontecem é que a cinética de recristalização e austenitização completa para as condições iniciais se torna mais lenta à medida que o tamanho de grão diminui. Entretanto, ressalta-se que a diferença entre as faixas de temperatura de recristalização e austenitização são bastante distintas, sendo a de recristalização superior à de austenitização. Considerando-se que para que a recristalização da ferrita ocorra é necessário que o material esteja deformado plasticamente, é justificável o material nas condições deste trabalho (não deformadas) apresentar cinética de recristalização mais lenta.

5.1.4 Dilatometria

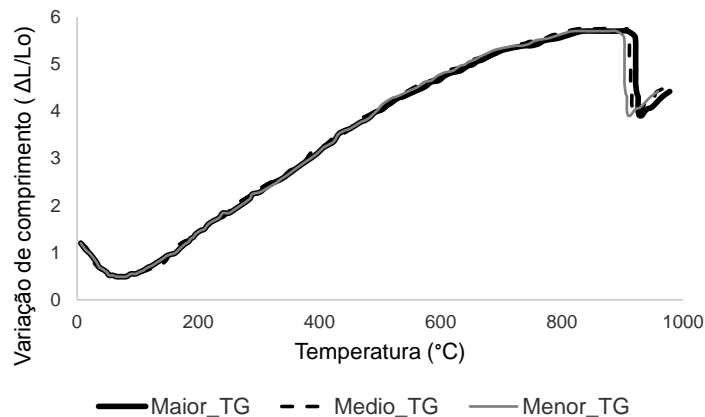
Os gráficos de dilatometria do aço IF com tamanhos de grão distintos são apresentado na Figura 5.5. As temperaturas de transformação de fase de ferrita para austenita ($\alpha \rightarrow \gamma$) dos aços IF com diferentes tamanhos de grão obtidos no ensaio de dilatometria são apresentadas na Tabela 5.5. Na Figura 5.6 são apresentados os gráficos de temperatura de austenitização para fins de comparação.

Tabela 5.5 – Temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de dilatometria

| Tamanho de Grão | Transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) (°C) |
|-----------------|--|
| Maior_TG | 919,6 ± 8,2 |
| Medio_TG | 915,8 ± 8,8 |
| Menor_TG | 907,4 ± 8,0 |

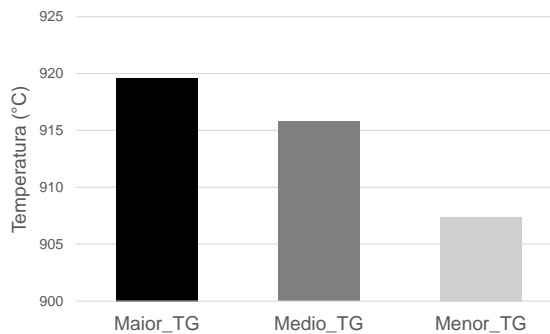
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.5 – Curvas de dilatometria para o aço IF com diferentes tamanhos de grão



Fonte: Próprio autor.

Figura 5.6 – Temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de dilatometria



Fonte: Próprio autor.

Verifica-se que a temperatura de austenitização é reduzida com a diminuição do tamanho médio dos grãos. Assim como observado nos ensaios de DTA, o comportamento das temperaturas de transformação de fase se apresenta conforme o esperado, evidenciando que quanto menor o tamanho de grão mais rápido iniciará a transformação de fase, o que está associado ao volume de contorno de grão e sítios de nucleação. Observa-se que as temperaturas encontradas neste ensaio são relativamente menores do que aquelas encontradas no ensaio de DTA. Proporcionalmente, as diferenças são similares para as três condições. Esta variação está relacionada com as características específicas das técnicas. Uma vez que o DTA é feito em atmosfera inertizada, não existe reação do material com o oxigênio e, portanto, não existe oxidação, a variação de temperatura medida no material é exclusivamente associada a ele. No entanto, no ensaio de dilatometria, a atmosfera não é inertizada. As altas temperaturas do ensaio na presença de

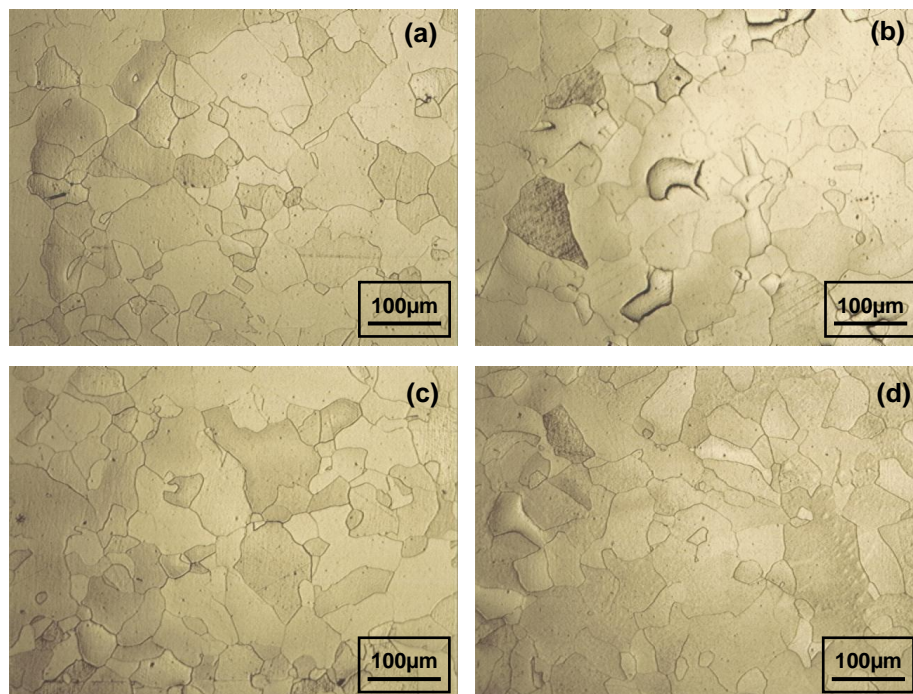
oxigênio favorecem a formação de óxidos que, por sua vez, agem como refratários e interferem na medição de temperatura gerando imprecisão nos resultados.

5.2 Caracterização dos Materiais Deformados Plasticamente

5.2.1 Caracterização microestrutural dos materiais deformados plasticamente

As micrografias obtidas por microscopia óptica do aço IF com diferentes tamanhos de grão submetidos à deformação plástica monotônica, cíclica e combinada (monotônica seguida por cíclica) com diferentes magnitudes são apresentadas nas Figuras 5.7 a 5.12. Ressalta-se que, assim como nas amostras exibidas na seção anterior, as imagens apresentadas abaixo dizem respeito à condição mais representativa da estrutura do material, tendo sido verificadas também nas demais amostras analisadas.

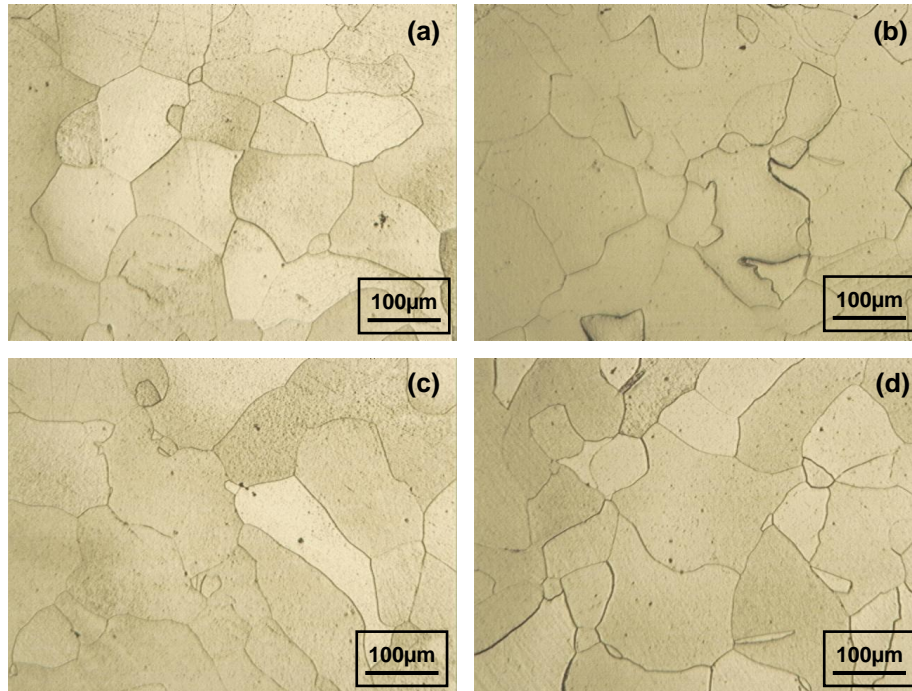
Figura 5.7 – Micrografia do aço IF com menor tamanho de grão submetido à deformação plástica monotônica com diferentes magnitudes



(a) Deformação monotônico 5%, (b) Deformação monotônico 10%, (c) Deformação monotônico 15% e (d) Deformação monotônico 30%.

Fonte: Próprio autor.

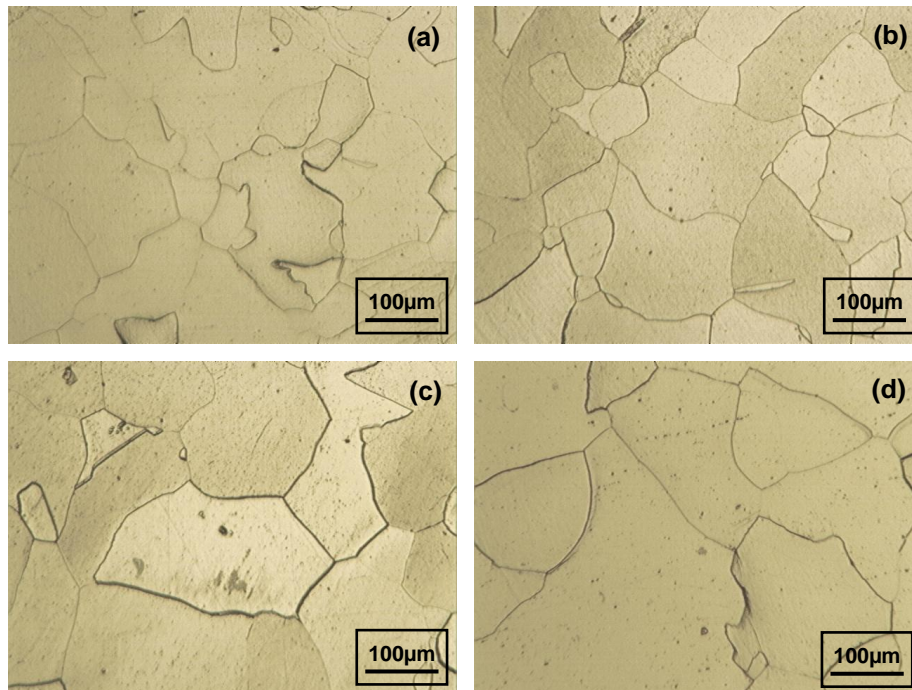
Figura 5.8 – Micrografia do aço IF com tamanho de grão intermediário submetido à deformação plástica monotônica com diferentes magnitudes



(a) Deformação monotônico 5%, (b) Deformação monotônico 10%, (c) Deformação monotônico 15% e (d) Deformação monotônico 30%.

Fonte: Próprio autor.

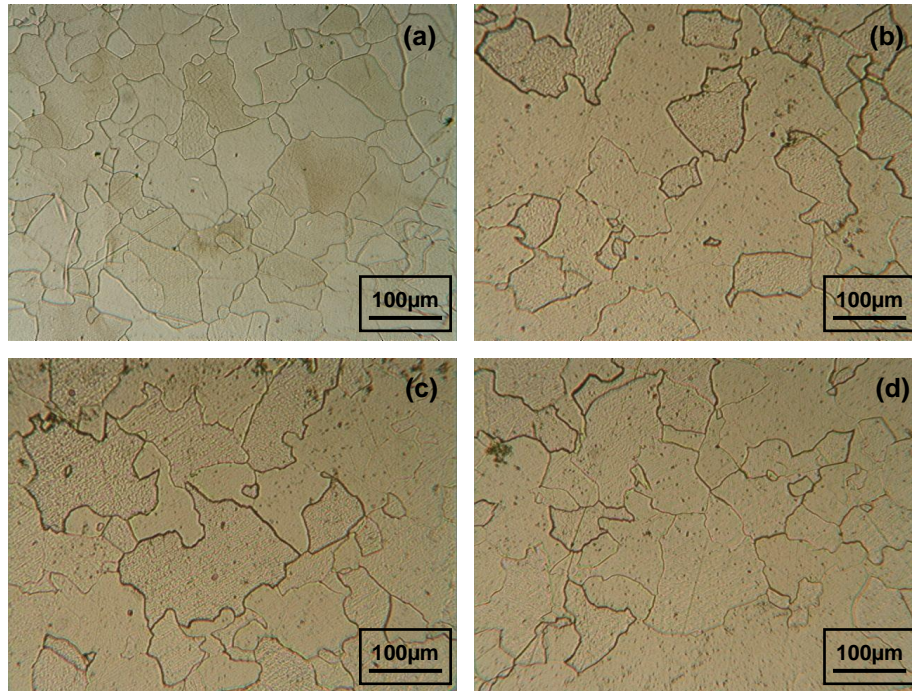
Figura 5.9 – Micrografia do aço IF com maior de grão submetido à deformação plástica monotônica com diferentes magnitudes



(a) Deformação monotônico 5%, (b) Deformação monotônico 10%, (c) Deformação monotônico 15% e (d) Deformação monotônico 30%.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.10 – Micrografia do aço IF com menor tamanho de grão submetido à deformação plástica cíclica e combinada com diferentes magnitudes



(a) Deformação cíclica de 5%, (b) Deformação cíclica de 10%, (c) Deformação cíclica de 5% seguida por nova deformação cíclica de 5% e (d) Deformação monotônica de 15% seguida por deformação cíclica de 5%.

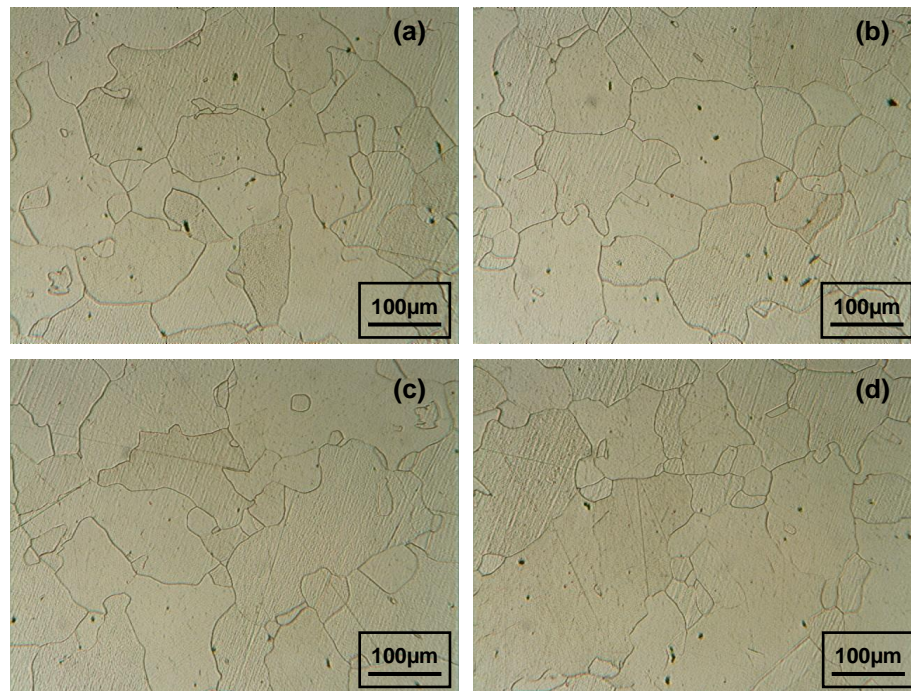
Fonte: Próprio autor.

Verifica-se nas micrografias das amostras deformadas monotonicamente uma suave alteração de forma (no sentido transversal à aplicação do esforço compressivo) à medida que a magnitude da deformação aumenta. Este efeito é mais pronunciado nas condições de tamanho de grão intermediário e no maior tamanho de grão. As micrografias das amostras deformadas ciclicamente não apresentaram variações do tamanho de grão tão significativas quando comparadas às deformadas monotonicamente. No entanto, as amostras de todas as condições deformadas na combinação de monotônica e cíclica apresentaram grãos ligeiramente modificados.

Considerando-se que a massa do material não se altera à medida que a amostra é comprimida, espera-se que a estrutura observada no sentido transversal ao esforço aplicado seja maior, ou seja, que os grãos estejam mais alongados do que no estado não deformado, conforme observado nas amostras comprimidas monotonicamente. Uma vez que a deformação cíclica foi realizada na mesma magnitude, mas em eixos diferentes, a deformação total não se concentra em uma única direção, portanto, o

alargamento dos grãos não será tão pronunciado, já que este acompanha o sentido de deformação.

Figura 5.11 – Micrografia do aço IF com tamanho de grão intermediário submetido à deformação plástica cíclica e combinada com diferentes magnitudes

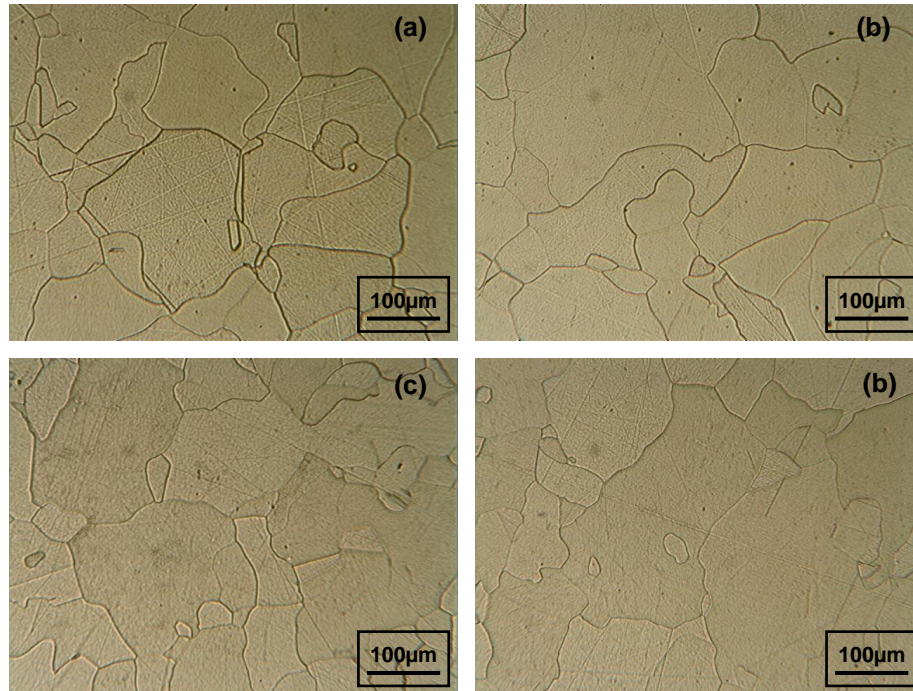


(a) Deformação cíclica de 5%, (b) Deformação cíclica de 10%, (c) Deformação cíclica de 5% seguida por nova deformação cíclica de 5% e (d) Deformação monotônica de 15% seguida por deformação cíclica de 5%.

Fonte: Próprio autor.

Quando aplicada a combinação de deformação monotônica e cíclica a alteração do tamanho de grão foi mais pronunciada, pois no eixo no qual a deformação monotônica de 15% foi realizada houve deformação adicional de nova deformação de 5%, quando realizada a deformação cíclica. Assim sendo, quando comparado às demais deformações cíclicas, a condição de deformação combinada de monotônica e cíclica apresenta tamanho de grão mais distorcido por apresentar deformação total, no plano analisado, de 20%. Ressalta-se que as observações realizadas se referem a alterações discretas.

Figura 5.12 – Micrografia do aço IF com maior tamanho de grão submetido à deformação plástica cíclica e combinada com diferentes magnitudes



(a) Deformação cíclica de 5%, (b) Deformação cíclica de 10%, (c) Deformação cíclica de 5% seguida por nova deformação cíclica de 5% e (d) Deformação monotônica de 15% seguida por deformação cíclica de 5%.

Fonte: Próprio autor.

5.2.2 Caracterização mecânica dos materiais deformados plasticamente

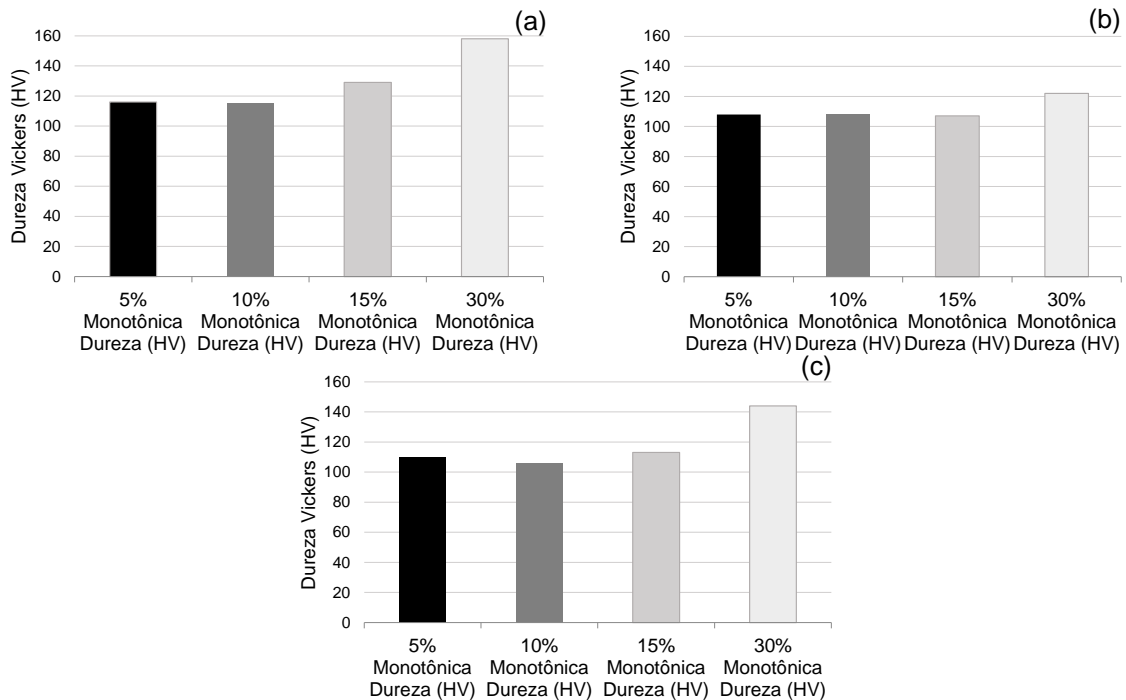
Na Tabela 5.6 são apresentados os valores de dureza Vickers e desvios padrão do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente. Na Figura 5.13 são mostrados os resultados para fins de comparação.

Tabela 5.6 – Dureza Vickers do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformado monotonicamente

| Tamanho de Grão | 5% Monotônica Dureza (HV) | 10% Monotônica Dureza (HV) | 15% Monotônica Dureza (HV) | 30% Monotônica Dureza (HV) |
|-----------------|---------------------------|----------------------------|----------------------------|----------------------------|
| Maior_TG | 110 ± 8 | 106 ± 5 | 113 ± 8 | 144 ± 20 |
| Medio_TG | 108 ± 8 | 108 ± 9 | 107 ± 6 | 122 ± 12 |
| Menor_TG | 116 ± 6 | 115 ± 9 | 129 ± 9 | 158 ± 8 |

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.13 – Comparação de dureza do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente



(a) Menor tamanho de grão, (b) tamanho de grão intermediário e (c) maior tamanho de grão.

Fonte: Próprio autor.

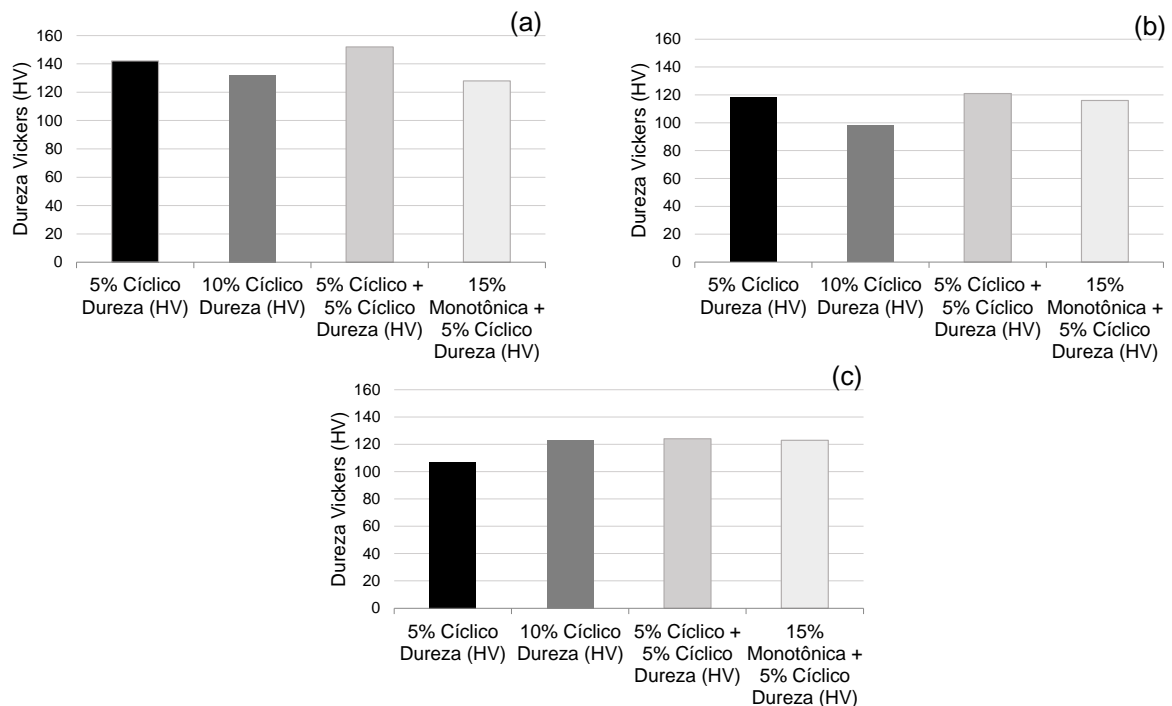
Verifica-se que nos materiais deformados monotonicamente, em geral, a dureza aumenta conforme a magnitude da deformação aumenta. Adicionalmente, observa-se que o menor tamanho de grão apresenta dureza maior quando comparado aos demais. No entanto, as amostras com tamanho de grão intermediário apresentaram dureza superior às amostras de maior tamanho de grão.

O aumento da dureza com o aumento da magnitude da deformação nos materiais com diferentes tamanhos de grão acontece devido ao encruamento. Quando um material é deformado a frio as discordâncias se movimentam, multiplicam e aumentam a interação entre si e com outros defeitos e descontinuidades presentes no material (NAN et al., 2014). Em função deste aumento de interação, à medida que a deformação vai acontecendo, torna-se mais difícil a movimentação das discordâncias, o que faz com a tensão necessária para deforma-lo se torne maior. Diante disto, a medida que a magnitude da deformação imposta ao material aumenta, mais resistente a esta deformação ele ficará e, por consequência, sua dureza se tornará elevada.

No entanto, conforme foi observado, as amostras com tamanho de grão intermediário não apresentaram valores correspondentes com esta teoria. Tal acontecimento pode ser explicado por algum erro ou vício nas medições, tal como realização de medidas em regiões com tamanhos de grão heterogêneos. Ressalta-se que embora os tamanhos de grão entre as condições de grão intermediário e maior grão sejam diferentes entre si, tais condições apresentam estruturas mais similares e, por vezes, com grãos menores do que aqueles cujo tamanho representa a condição, situação que poderia contaminar os valores.

Na Tabela 5.7 são apresentados os valores de dureza Vickers bem como os desvios padrão do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados ciclicamente em diferentes magnitudes. Na Figura 5.14 são mostrados estes mesmos valores para fins de comparação.

Figura 5.14 – Comparação de dureza do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados ciclicamente



(a) Menor tamanho de grão, (b) tamanho de grão intermediário e (c) maior tamanho de grão.

Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.7 – Dureza Vickers do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformado ciclicamente

| Tamanho de Grão | 5% Cíclico Dureza (HV) | 10% Cíclico Dureza (HV) | 5% Cíclico + 5% Cíclico Dureza (HV) | 15% Monotônica + 5% Cíclico Dureza (HV) |
|------------------------|-------------------------------|--------------------------------|--|--|
| Maior_TG | 107 ± 6 | 123 ± 4 | 124 ± 10 | 123 ± 4 |
| Medio_TG | 118 ± 6 | 98 ± 6 | 121 ± 9 | 116 ± 10 |
| Menor_TG | 142 ± 9 | 132 ± 6 | 152 ± 11 | 128 ± 7 |

Fonte: Próprio autor.

Observa-se que, para o material com maior tamanho de grão, a medida que a deformação total (ϵ_{total}) aumenta, maior é o valor de dureza. Entretanto, não se verifica alteração significativa desta propriedade em função do caminho de deformação aplicado, sendo encontrado praticamente o mesmo valor de dureza para as amostras deformadas ciclicamente em 10%, 5% em dupla sequência e em combinação de deformação monotônica e cíclica. As demais amostras de tamanho de grão não apresentaram o mesmo comportamento, para estas condições a relação verificada é descrita a seguir.

Amostras deformadas ciclicamente em 5% em dupla sequência apresentam dureza superior àquelas deformadas ciclicamente em 5% uma única vez e àquelas deformadas em combinação de esforço monotônico e cíclico; amostras deformadas ciclicamente em 10% apresentam valores de dureza inferiores àquelas deformadas ciclicamente em 5%.

Avaliando-se a influência do tamanho de grão na dureza do aço IF deformado ciclicamente observa-se que para a condição de deformação de 5% em um único ciclo, quanto menor o tamanho de grão, maior a dureza. Para as demais condições de deformação, relação distinta foi observada, sendo encontrada maior dureza nas amostras de menor tamanho de grão e menor dureza para nas amostras de tamanho de grão intermediário.

Analisando-se os resultados obtidos verifica-se, aparentemente, a condição de maior tamanho de grão não sofreu efeito de alteração de caminho de deformação, uma vez que para uma mesma deformação total, valores similares de dureza foram

encontrados. Uma vez que esta condição apresentava maior susceptibilidade à deformação por possuir menos contornos de grão e, portanto, menos barreiras à movimentação das discordâncias, infere-se que a magnitude e sequência das deformações impostas não tenham sido capazes de atingir o estado de estagnação do encruamento nas etapas da deformação cíclica e, conseqüentemente, promover o amaciamento do material quando alterados os eixos de deformação.

Viatkina (2005) explica que quando um material é deformado em um único eixo, ou seja, monotonicamente, as estruturas de células formadas pelo aumento de interação entre as discordâncias encontram-se ativas no sentido da deformação. Estas estruturas formadas durante a deformação abrigam a história de deformação atual do material em nível microscópico e reflete as características do processo de deformação que as criou. Após uma alteração no caminho de deformação, representada neste caso pela alteração do eixo de deformação, a estrutura de discordâncias anteriormente formada torna-se 'instável' sob um novo carregamento, uma vez que a sua morfologia não é mais favorável, e degenera-se promovendo nova deformação (VIATKINA, 2005). Como consequência desta degeneração o material torna-se susceptível a deformação novamente, mesmo quando submetido a tensões menores, o que, aparentemente, não ocorreu nas amostras de maior tamanho de grão deformadas ciclicamente. No entanto, para as amostras dos demais tamanhos de grão tal efeito foi observado.

Comparando-se as amostras deformadas ciclicamente em 5% e 10% de ambos os tamanhos de grão (menor e intermediário) verifica-se que aquelas submetidas a uma deformação de maior magnitude apresentam menor dureza. Esta constatação é explicada pelo fato de que não apenas a alteração de caminho de deformação influencia nas propriedades mecânicas do material, mas também a amplitude da deformação, conforme estudado por Corrêa et al. (1998).

Comparando-se os materiais deformados 5% ciclicamente em ciclo único e ciclo duplo, verifica-se que as amostras deformadas em dois ciclos apresentam valores de dureza superiores àqueles obtidos nas amostras deformadas em ciclo único. Isto evidencia que embora as amostras deformadas 5% ciclicamente possam sofrer amaciamento como consequência da alteração de caminho de deformação, um

segundo ciclo de deformação volta a encruar o material. Avaliando-se comparativamente os resultados das amostras deformadas ciclicamente 5% em duas sequências e das amostras deformadas por combinação de esforço monotônico e cíclico é possível avaliar a influência da pré-deformação na resistência mecânica do aço IF com diferentes tamanhos de grão. Verifica-se que, considerando o primeiro ciclo de deformação de 5% e a deformação monotônica de 15% como pré-deformações, a deformação prévia cíclica resulta em maiores valores de dureza.

Segundo Boers et al. (2010), o “amacramento” ou “endurecimento” é dependente da magnitude de pré-deformação, pois os arranjos de discordâncias formados durante a primeira fase de carregamento, função da magnitude desta deformação, irão atuar como uma barreira adicional para a ativação do movimento de discordâncias no sentido do novo carregamento, resultando no aumento da resistência mecânica. Uma vez que o material submetido ao duplo carregamento irá, na segunda sequência de deformação, ter os esforços aplicados nas mesmas direções que o ciclo anterior e que os resquícios das alterações sofridas em cada um dos eixos ainda estarão presentes, mesmo que não atuando com mesma efetividade, as barreiras à movimentação das discordâncias na segunda sequência de deformação será consideravelmente maior do que na segunda. Comparando-se com a deformação monotônica, que é efetuada em um único eixo, constata-se que as barreiras serão menos influentes nesta última, uma vez as deformações realizadas nos dois eixos distintos daquele no qual a pré-deformação monotônica foi aplicada, não terão histórico de deformação para superar, apenas as estruturas celulares criadas pela pré-deformação monotônica. Assim sendo, espera-se que os materiais submetidos à pré-deformação cíclica apresentem dureza mais elevada do que aqueles submetidos à pré-deformação monotônica, como observado.

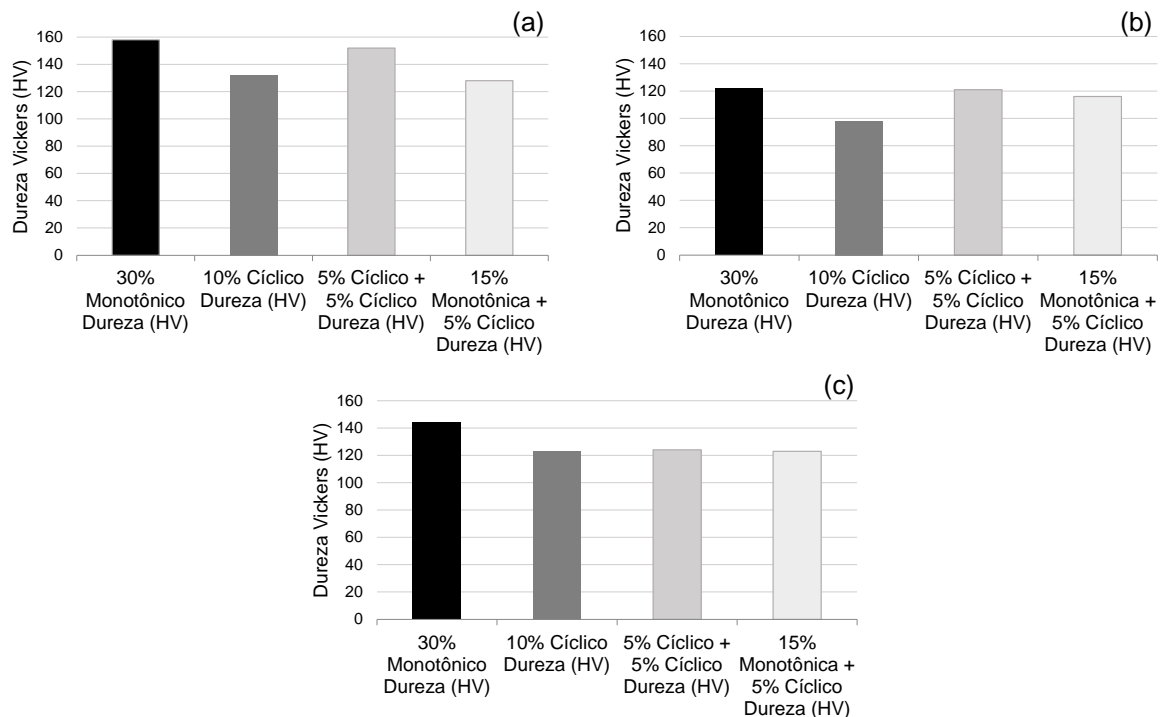
Na Tabela 5.8 são apresentados os valores de dureza Vickers das amostras de aço IF com diferentes tamanhos de grão e magnitudes de deformação total de 30%, considerando-se esforços monotônicos, cíclicos e combinados (monotônico seguido de cíclico). Na Figura 5.15 são apresentados os valores de dureza para fins de comparação.

Tabela 5.8 – Comparação da dureza Vickers do aço IF com diferentes tamanhos de grão submetidos à deformação total de 30%

| Tamanho de Grão | 30% Monotônico Dureza (HV) | 10% Cíclico Dureza (HV) | 5% Cíclico + 5% Cíclico Dureza (HV) | 15% Monotônica + 5% Cíclico Dureza (HV) |
|-----------------|----------------------------|-------------------------|-------------------------------------|---|
| Maior_TG | 144 ± 20 | 123 ± 4 | 124 ± 10 | 123 ± 4 |
| Medio_TG | 122 ± 12 | 98 ± 6 | 121 ± 9 | 116 ± 10 |
| Menor_TG | 158 ± 8 | 132 ± 6 | 152 ± 11 | 128 ± 7 |

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.15 – Comparação de dureza do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%



(a) Menor tamanho de grão, (b) tamanho de grão intermediário e (c) maior tamanho de grão.

Fonte: Próprio autor.

Verifica-se que para o aço IF com maior tamanho de grão submetido a deformação total de 30% (ϵ_{total}), a dureza resultante do processamento monotônico é superior àquelas encontradas nas amostras submetidas à deformação cíclica, independentemente do caminho de deformação aplicado. Contrariamente a aquilo que havia sido constatado quando comparados os valores de dureza de todas as condições cíclicas, o efeito da alteração de caminho de deformação é percebido no material com tamanho de grão maior. Para as demais condições de tamanho de grão a mesma relação entre tipo de deformação e dureza é verificada.

No que diz respeito à influência do tamanho de grão, verificou-se em todas as condições de processamento mecânico, menor valor de dureza nas amostras de tamanho de grão intermediário e maior dureza nas amostras de tamanho de menor tamanho de grão, sendo os valores intermediários obtidos nas amostras de maior tamanho de grão.

Analisando-se especificamente as amostras do material com maior tamanho de grão verifica-se que embora o efeito da alteração de caminho de grão esteja presente, este efeito é causado apenas pelo tipo de deformação (monotônica ou cíclica), não ficando evidente relação entre a resistência mecânica do material com o caminho de deformação em si (sequência de deformação).

De forma geral, conforme mencionado anteriormente, à medida que o material é deformado monotonicamente, a interação entre as discordâncias e os defeitos estruturais, bem como a sua multiplicação, fazem com que a deformação se torne mais difícil, resultando no encruamento do material (DIETER, 1981; NAN et al., 2014). Isto é o que acontece com o aço IF deformado monotonicamente 30% em todas as condições. Por outro lado, os materiais submetidos a deformação cíclica passam pelo processo de amaciamento que, conforme mencionado anteriormente, está associado à mudança ortogonal no sentido de deformação que faz com que novos sistemas de deslizamento, anteriormente inativos, sejam ativados e “destruam” a estrutura de discordâncias geradas no ciclo anterior, promovendo o amaciamento do material (BOERS et al., 2010; SCHMITT et al., 1994). Assim sendo, conforme observado, espera-se que materiais deformados monotonicamente apresentem dureza superior do que aqueles deformados ciclicamente.

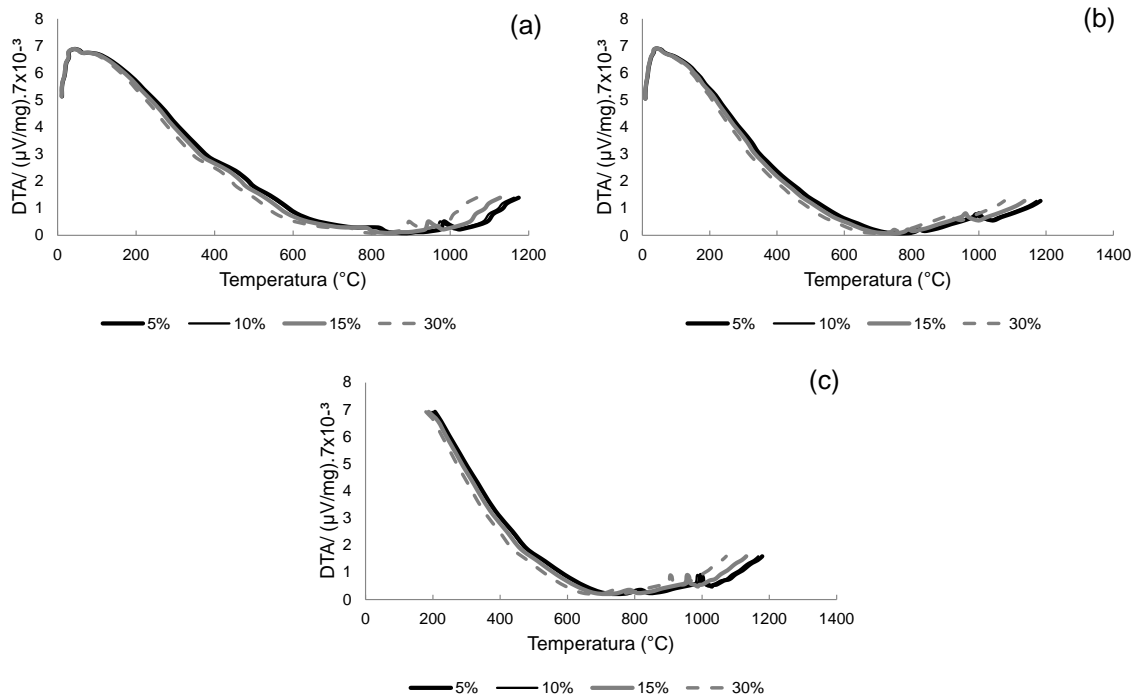
No que diz respeito ao efeito de tamanho de grão, verificou-se que, conforme o esperado, o material com menor tamanho de grão apresentou maior dureza, uma vez que possui mais barreiras a movimentação das discordâncias. Entretanto, a “inversão” de papéis observada entre os materiais com tamanho de grão menor e tamanho de grão intermediário não pôde ser explicada, sendo necessária maior investigação.

5.2.2 Análise térmica diferencial dos materiais deformados plasticamente

Nesta seção são apresentados os gráficos e dados obtidos no ensaio de análise térmica diferencial DTA. Nas curvas que serão apresentadas cada pico observado no gráfico representa uma mudança brusca na variação da energia do material decorrente de algum fenômeno térmico. Nos casos apresentados o primeiro pico será sempre referente à recristalização da ferrita e o segundo pico referente a transformação de fase de ferrita para austenita.

Na Figura 5.16 são apresentadas as curvas de análise térmica diferencial (DTA) do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformado monotonicamente. Na Tabela 5.9 são apresentadas as temperaturas de recristalização da ferrita (α) e as temperaturas de transformação de fase de ferrita para austenita ($\alpha \rightarrow \gamma$) dos aços IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente, bem como seus respectivos desvios padrão. Na Figura 5.17 são apresentados os dados para fins de comparação.

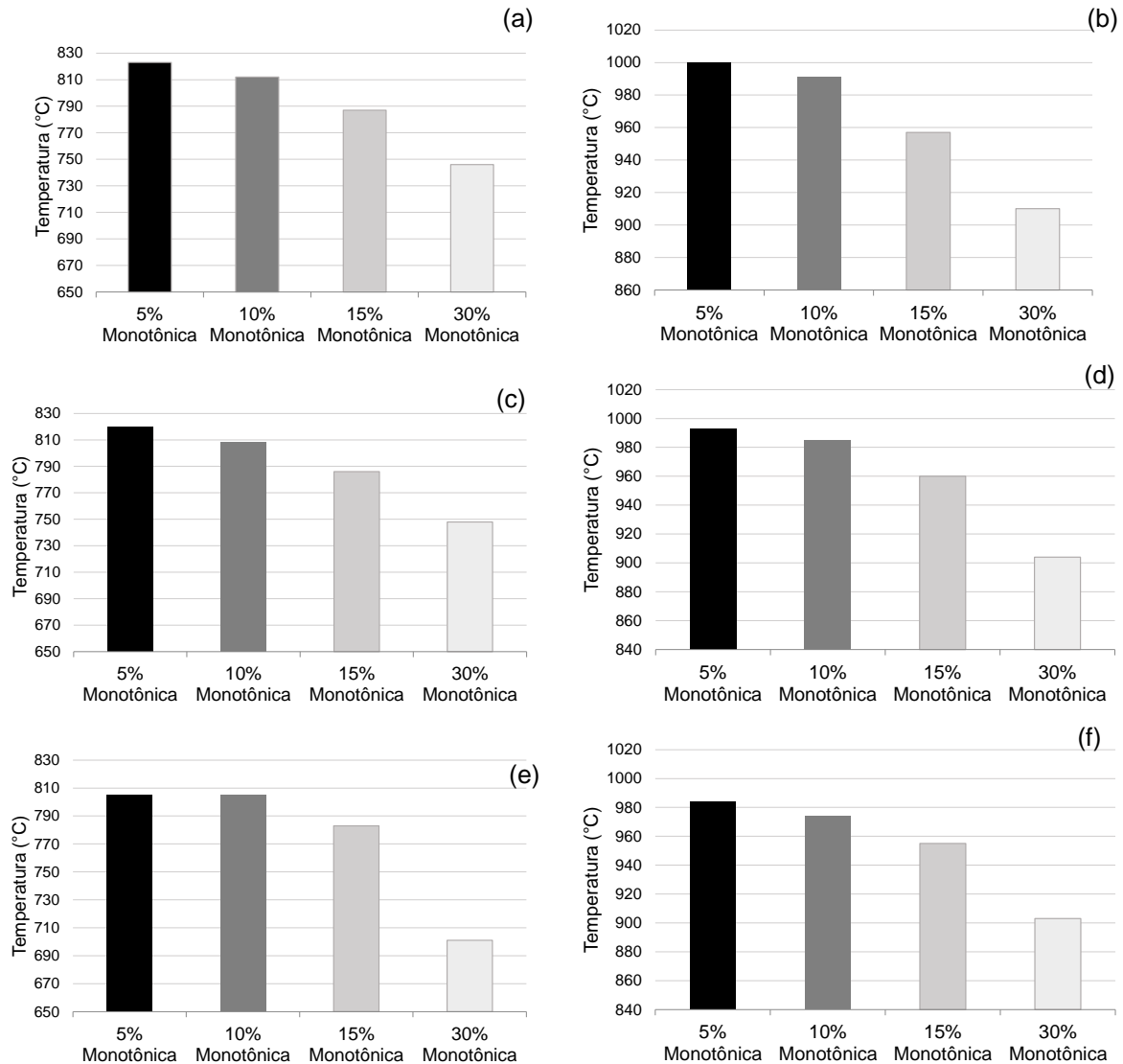
Figura 5.16 - Curvas de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente



(a) Menor tamanho de grão, (b) tamanho de grão intermediário e (c) maior tamanho de grão.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.17 – Temperaturas obtidas no ensaio de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente



(a) Temperatura de recristalização da ferrita (α) e (b) temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com maior tamanho de grão. (c) Temperatura de recristalização da ferrita (α) e (d) temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com tamanho de grão intermediário (e) Temperatura de recristalização da ferrita (α) e (f) temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com menor tamanho de grão.

Fonte: Próprio autor.

De maneira geral, observa-se que para todas as condições de tamanho de grão a medida que a magnitude de deformação aumenta, a temperatura de recristalização da ferrita (α). diminui. O mesmo comportamento é observado para a temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$).

Tabela 5.9 – Temperaturas de recristalização da ferrita (α) e de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de DTA para os materiais deformados monotonicamente

| Tamanho de Grão | Recristalização da ferrita ($^{\circ}\text{C}$) | | | |
|-----------------|--|----------------|----------------|----------------|
| | 5% Monotônica | 10% Monotônica | 15% Monotônica | 30% Monotônica |
| Maior_TG | 823 \pm 5 | 812 \pm 5 | 787 \pm 5 | 746 \pm 5 |
| Medio_TG | 820 \pm 5 | 808 \pm 5 | 786 \pm 5 | 748 \pm 5 |
| Menor_TG | 805 \pm 5 | 805 \pm 5 | 783 \pm 5 | 701 \pm 5 |
| Tamanho de Grão | Transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) ($^{\circ}\text{C}$) | | | |
| | 5% Monotônica | 10% Monotônica | 15% Monotônica | 30% Monotônica |
| Maior_TG | 1000 \pm 5 | 991 \pm 5 | 957 \pm 5 | 910 \pm 5 |
| Medio_TG | 993 \pm 5 | 985 \pm 5 | 960 \pm 5 | 904 \pm 5 |
| Menor_TG | 984 \pm 5 | 974 \pm 5 | 955 \pm 5 | 903 \pm 5 |

Fonte: Próprio autor.

Avaliando-se o efeito do tamanho de grão verifica-se que à medida que o tamanho de grão diminui, menor se torna a temperatura necessária para a recristalização da ferrita (α). Analogamente, a maior temperatura de austenitização é encontrada para o material com maior tamanho de grão e a menor temperatura para o material com o menor tamanho de grão.

Segundo Raabe (2014), a recristalização da ferrita é influenciada por diversos fatores, dentre eles a magnitude de deformação e o tamanho de grão (XIE et al., 2011). Sendo assim, com o acréscimo da magnitude de deformação, mais encruado este material se torna, o que por sua vez, eleva o número e a intensidade de interação das discordâncias e faz com que mais sítios de nucleação fiquem disponíveis para que a recristalização ocorra. Existindo mais sítios de nucleação disponíveis, menor será a energia de ativação necessária para a recristalização acontecer e, conseqüentemente, menor será a temperatura de recristalização da ferrita. Por esta razão materiais deformados monotonicamente apresentam menor temperatura de recristalização da ferrita conforme a magnitude da deformação aumenta. Em adição esse fato, a ocorrência de deformação plástica a frio gera defeitos na estrutura do material, como a multiplicação de discordâncias. Com a formação desses defeitos, há geração de energia, sendo que uma parte dessa fica armazenada e serve como uma força motriz para os fenômenos mencionados

Considerando-se as temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) do aço IF com diferentes tamanhos de grão apresentadas pelo material deformado monotonicamente em diferentes magnitudes, justificativa similar pode ser apresentada. Uma vez que a nucleação heterogênea necessita de menor força motriz para acontecer do que a nucleação homogênea, a formação da austenita será facilitada na condição que apresentar maior número de sítios de nucleação. Neste caso, esta condição é representada pelo material com maior deformação, pois possui maior número de discordâncias, e estas são sítios favoráveis a nucleação. Assim sendo, conforme o nível de deformação no material aumenta, menor será a temperatura necessária para austenitiza-lo.

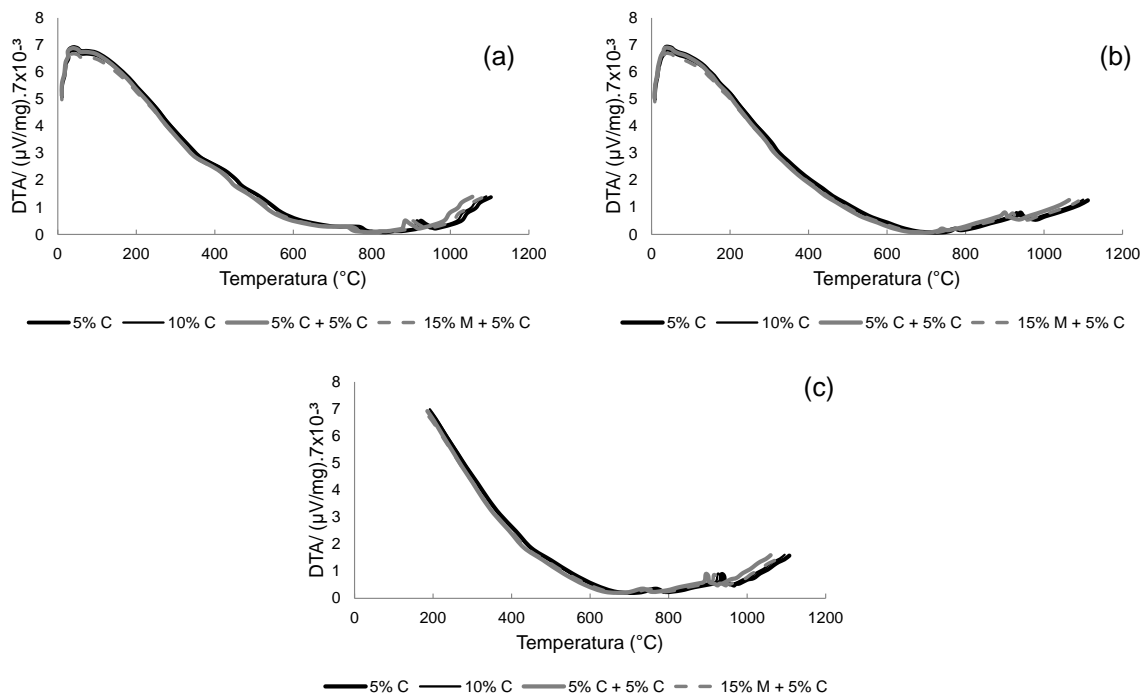
Avaliando-se o efeito do tamanho de grão, tem-se que quanto menor o tamanho, maior o volume de contornos de grão e sítios de nucleação. Portanto, similarmente ao efeito da magnitude de deformação, quanto maior o número de sítios disponíveis para nucleação da nova fase, menor a energia de ativação necessária e, conseqüentemente, menor a temperatura de austenitização, conforme verificado.

Na Figura 5.18 são apresentadas as curvas de análise térmica diferencial (DTA) do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformado ciclicamente. Na Tabela 5.10 são mostradas as temperaturas de recristalização da ferrita (α) e as temperaturas de transformação de ferrita para austenita ($\alpha \rightarrow \gamma$) dos aços IF com diferentes tamanhos de grão deformados ciclicamente, bem como seus respectivos desvios padrão. Na Figura 5.19 são apresentados os dados para fins de comparação.

Observa-se que as amostras deformadas ciclicamente em 10% apresentam valores de temperatura de recristalização da ferrita superiores aqueles obtidos para os materiais deformados ciclicamente 5% em um único ciclo e em duplo ciclo. As amostras submetidas à deformação combinada (monotônica seguida por cíclica) apresentaram valores superiores àqueles obtidos nas amostras deformadas 5% ciclicamente em duas sequências.

No que diz respeito ao efeito do tamanho de grão, verifica-se que, assim como os materiais deformados monotonicamente, a diminuição do tamanho de grão favorece a redução da temperatura de recristalização da ferrita.

Figura 5.18 - Curvas de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados ciclicamente



(a) Menor tamanho de grão, (b) tamanho de grão intermediário e (c) maior tamanho de grão.

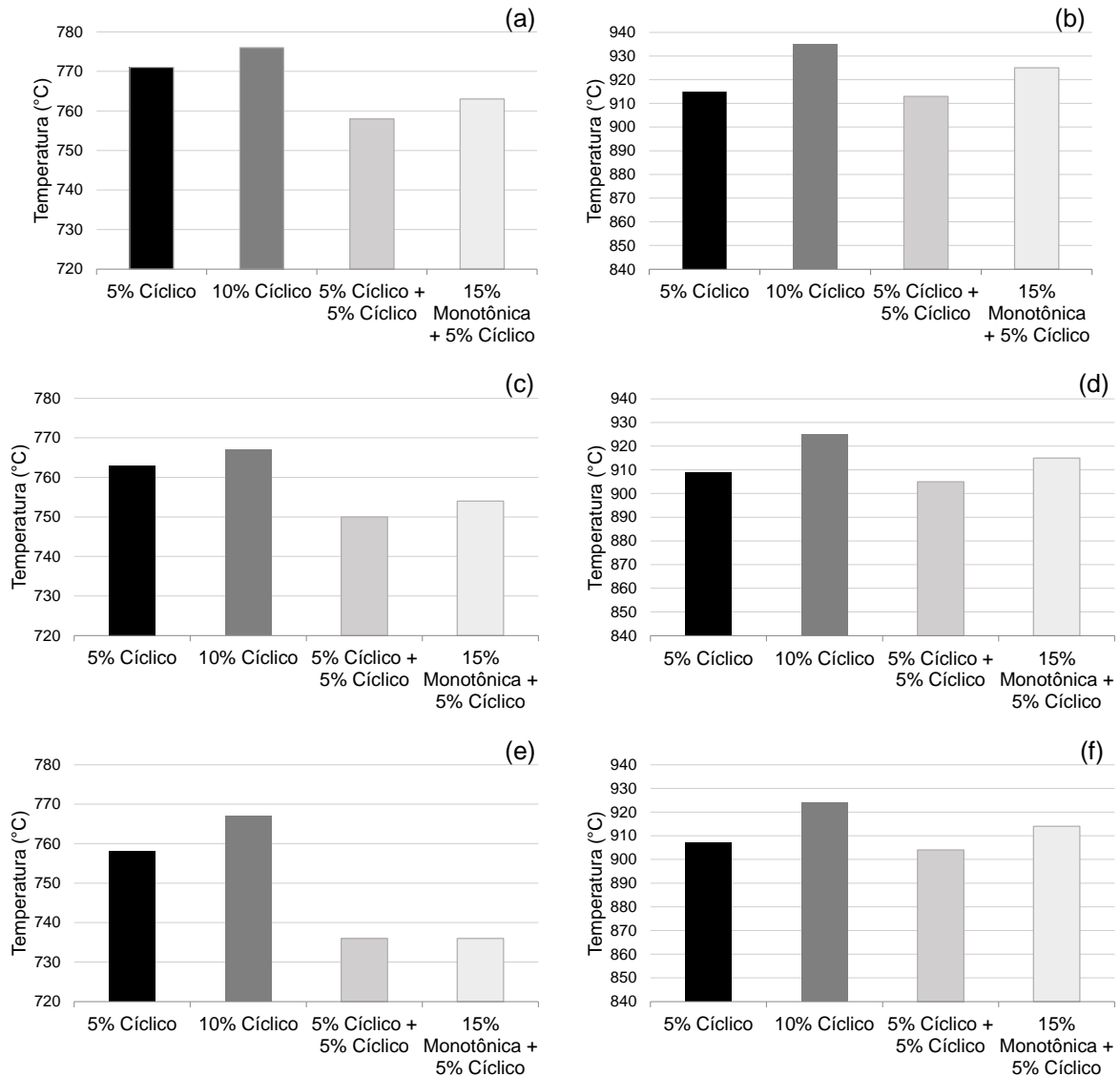
Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.10 – Temperaturas de recristalização da ferrita (α) e de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de DTA para os materiais deformados ciclicamente

| Tamanho de Grão | Recristalização da ferrita ($^{\circ}\text{C}$) | | | |
|-----------------|--|-------------|-------------------------|-----------------------------|
| | 5% Cíclico | 10% Cíclico | 5% Cíclico + 5% Cíclico | 15% Monotônica + 5% Cíclico |
| Maior_TG | 771 \pm 5 | 773 \pm 5 | 758 \pm 5 | 763 \pm 5 |
| Medio_TG | 763 \pm 5 | 767 \pm 5 | 750 \pm 5 | 754 \pm 5 |
| Menor_TG | 758 \pm 5 | 767 \pm 5 | 736 \pm 5 | 736 \pm 5 |
| Tamanho de Grão | Transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) ($^{\circ}\text{C}$) | | | |
| | 5% Cíclico | 10% Cíclico | 5% Cíclico + 5% Cíclico | 15% Monotônica + 5% Cíclico |
| Maior_TG | 915 \pm 5 | 935 \pm 5 | 913 \pm 5 | 925 \pm 5 |
| Medio_TG | 909 \pm 5 | 925 \pm 5 | 905 \pm 5 | 915 \pm 5 |
| Menor_TG | 907 \pm 5 | 924 \pm 5 | 904 \pm 5 | 914 \pm 5 |

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.19 – Temperaturas obtidas no ensaio de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados ciclicamente



(a) Temperatura de recristalização da ferrita (α) e (b) temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com maior tamanho de grão. (c) Temperatura de recristalização da ferrita (α) e (d) temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com tamanho de grão intermediário (e) Temperatura de recristalização da ferrita (α) e (f) temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com menor tamanho de grão.

Fonte: Próprio autor.

Em ambas situações o comportamento observado para a temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) segue a mesma relação.

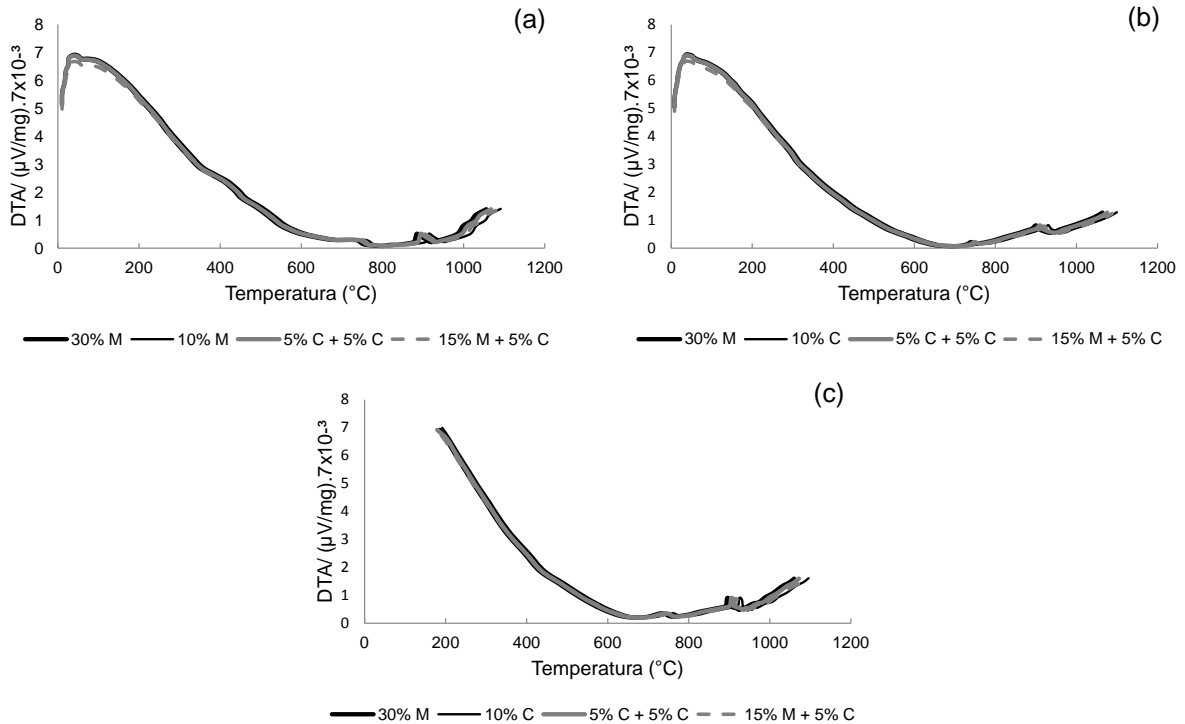
Conforme explicado anteriormente, o motivo pelo qual as variações de temperatura de recristalização da ferrita e de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) se alteram nos materiais deformados a frio em diferentes magnitudes ou diferentes caminhos de deformação está associada à disponibilidade de sítios de nucleação. Neste caso,

uma vez que as amostras deformadas ciclicamente em 10% apresentaram um aumento de resistência inferior ao das amostras deformadas ciclicamente em 5% (Tabela 5.7), portanto, menos encruadas, o número de sítios de nucleação disponíveis é menor, o que faz com que tanto a temperatura de recristalização da ferrita, quanto a temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) sejam mais elevadas.

Comportamento similar é observado quando se compara as temperaturas de recristalização e austenitização encontradas nas amostras deformadas ciclicamente em 5% e nas amostras deformadas ciclicamente 5% em dupla sequência, bem como quando se compara estas mesmas amostras deformadas ciclicamente 5% em dois ciclos com as amostras submetidas ao carregamento combinado (monotônico seguido de cíclico) (Tabela 5.7). Em ambos os casos o encruamento observado nas amostras submetidas a duas sequências de deformação cíclica de 5% é superior ao encruamento apresentado pelas demais amostras. Conseqüentemente, em função da maior disponibilidade de sítios de nucleação, o material nesta condição apresentará menor temperatura de recristalização da ferrita e menor temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$).

Na Figura 5.20 são apresentadas as curvas de análise térmica diferencial (DTA) do aço IF com diferentes tamanhos de grão submetidos a deformação total (ϵ_{total}) de 30% independentemente do tipo de deformação (cíclica ou monotônica) Na Tabela 5.11 são apresentadas as temperaturas de recristalização da ferrita (α) e as temperaturas de transformação de fase de ferrita para austenita ($\alpha \rightarrow \gamma$) dos aços IF com diferentes tamanhos de grão nas mesmas condições, bem como seus respectivos desvios padrão. Na Figura 5.21 são apresentados os dados para fins de comparação.

Figura 5.20 - Curvas de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%



(a) Menor tamanho de grão, (b) tamanho de grão intermediário e (c) maior tamanho de grão.

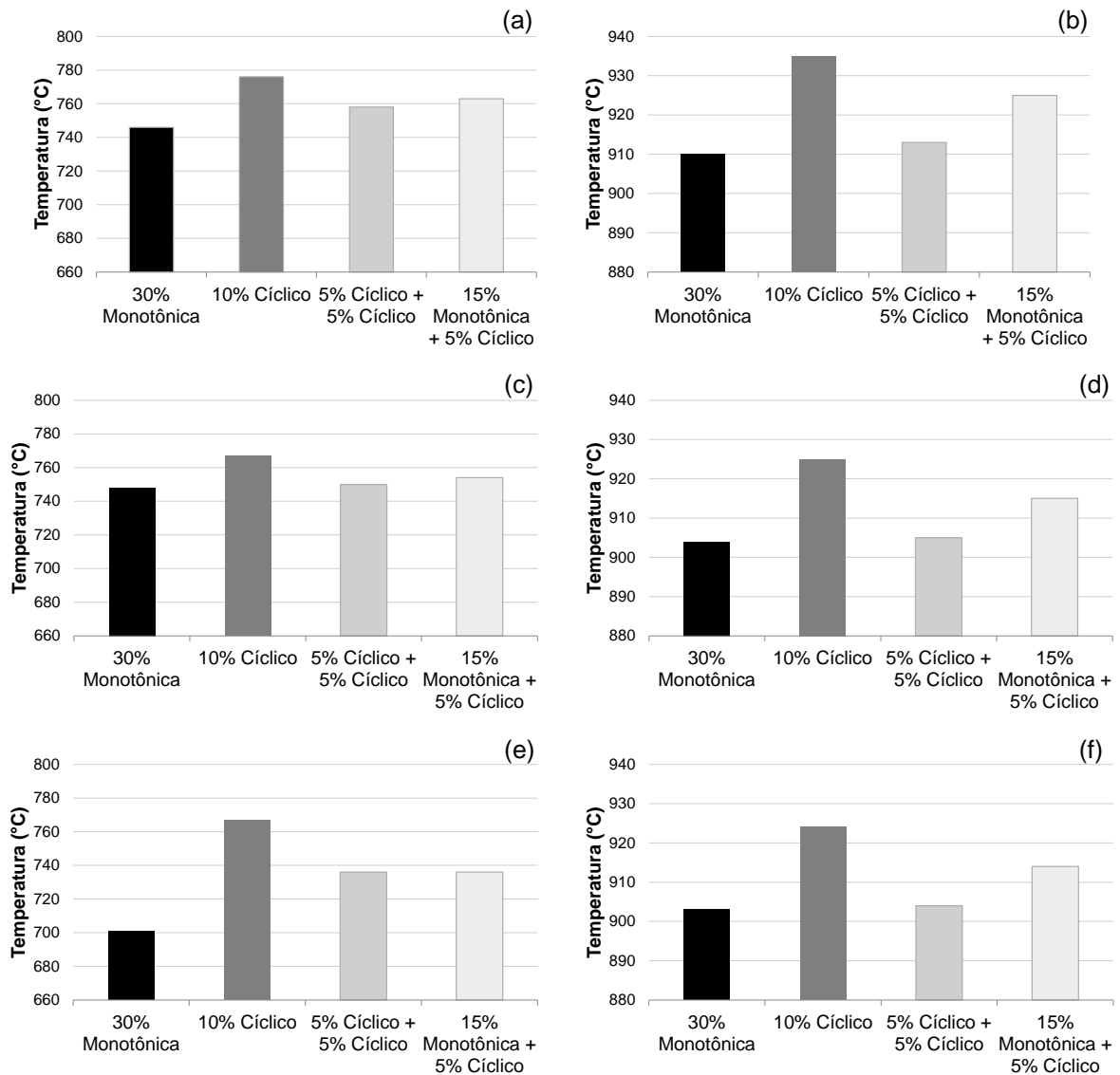
Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.11 – Temperaturas de recristalização da ferrita (α) e de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de DTA para os materiais deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%

| Tamanho de Grão | Recristalização da ferrita ($^{\circ}\text{C}$) | | | |
|-----------------|--|-------------|-------------------------|-----------------------------|
| | 30% Monotônica | 10% Cíclico | 5% Cíclico + 5% Cíclico | 15% Monotônica + 5% Cíclico |
| Maior_TG | 746 \pm 5 | 773 \pm 5 | 758 \pm 5 | 763 \pm 5 |
| Medio_TG | 748 \pm 5 | 767 \pm 5 | 750 \pm 5 | 754 \pm 5 |
| Menor_TG | 701 \pm 5 | 767 \pm 5 | 736 \pm 5 | 736 \pm 5 |
| Tamanho de Grão | Transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) ($^{\circ}\text{C}$) | | | |
| | 30% Monotônica | 10% Cíclico | 5% Cíclico + 5% Cíclico | 15% Monotônica + 5% Cíclico |
| Maior_TG | 910 \pm 5 | 935 \pm 5 | 913 \pm 5 | 925 \pm 5 |
| Medio_TG | 904 \pm 5 | 925 \pm 5 | 905 \pm 5 | 915 \pm 5 |
| Menor_TG | 903 \pm 5 | 924 \pm 5 | 904 \pm 5 | 914 \pm 5 |

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.21 – Temperaturas obtidas no ensaio de DTA para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%



(a) Temperaturas de recristalização da ferrita (α) e (b) temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com maior tamanho de grão. (c) Temperaturas de recristalização da ferrita (α) e (d) temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com tamanho de grão intermediário (e) Temperaturas de recristalização da ferrita (α) e (f) temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com menor tamanho de grão.

Fonte: Próprio autor.

De maneira geral, verifica-se que as temperaturas de recristalização da ferrita e transformação de fase de ferrita para austenita são maiores para as amostras deformadas ciclicamente do que as amostras deformadas monotonicamente. Observa-se também que dentre as condições de deformação cíclica, a que apresenta menor temperatura de recristalização da ferrita, bem como menor temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) é a condição de dupla deformação

cíclica de 5%, seguida pela deformação combinada de esforço monotônico e cíclico e, por fim, a condição de deformação cíclica de 10%.

Em termos de efeito de tamanho de grão, nota-se que, como mencionado anteriormente, as temperaturas de recristalização da ferrita, assim como de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) apresentam relação direta com o tamanho de grão. Assim sendo, a medida que o grão aumenta as temperaturas de recristalização da ferrita, e de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) também aumentam, e vice-versa.

Analogamente ao que foi discutido na seção anterior quando se apresentou os resultados de DTA das amostras deformadas ciclicamente, as razões para o comportamento percebido nesta comparação são as mesmas. As condições submetidas a deformação total de 30% cujo encruamento foi mais elevado apresentam temperaturas menores de recristalização da ferrita e de austenitização em função do maior número de sítios de nucleação.

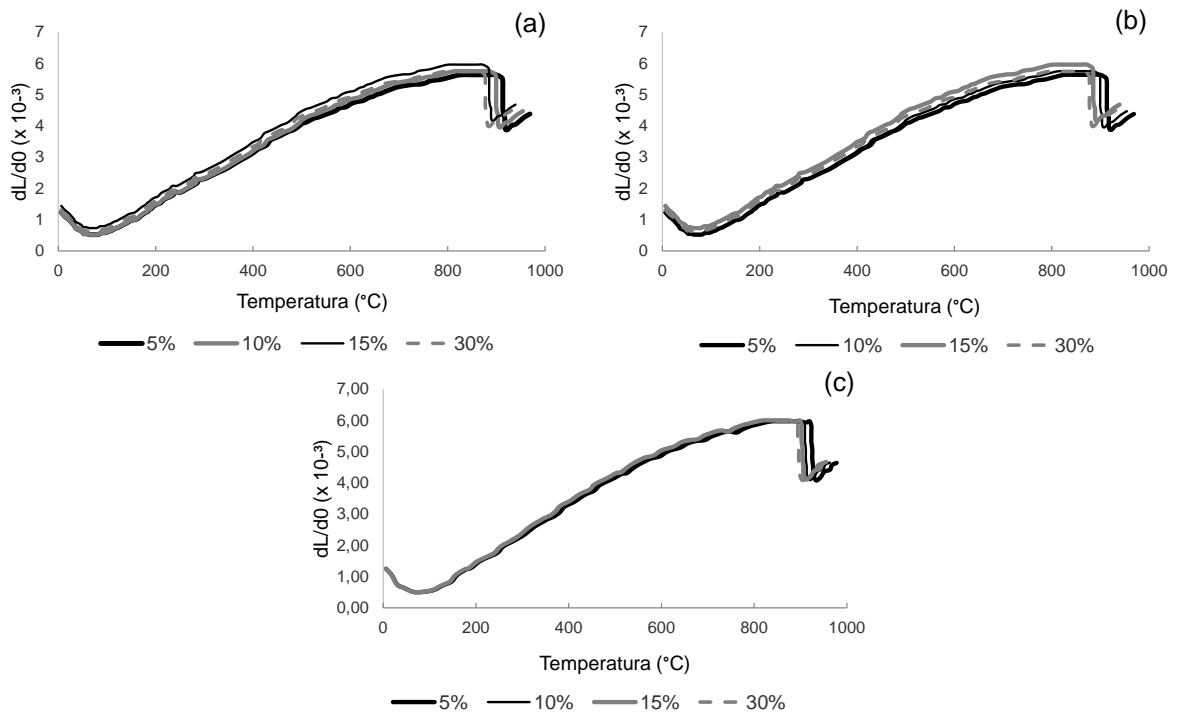
Uma vez que a condição de deformação monotônica foi a que apresentou maior encruamento (Tabela 5.8), sua temperatura de recristalização (α) e sua temperatura de austenitização foram menores. Em função da pré-deformação cíclica encruar mais o material quando comparada a pré-deformação monotônica, sua temperatura de recristalização (α) e sua temperatura de austenitização também foram inferiores às da condição de carregamento combinado (monotônico seguido por cíclico). Por fim, a condição de deformação cíclica cuja deformação aplicada por passe foi a de maior magnitude, e conseqüentemente apresentou maior amaciamento devido ao efeito de caminho de deformação, foi a condição que apresentou os maiores valores de temperaturas de recristalização (α) e austenitização, sendo inferior apenas àquelas apresentadas pelo material deformado monotonicamente.

5.2.3 Dilatometria dos materiais deformados plasticamente

Nesta seção serão apresentados os dados referentes aos ensaios de dilatometria realizados em todas as condições estudadas. As curvas apresentadas a seguir trazem informação a respeito da temperatura de transformação de fase da ferrita em austenita, sendo esta representada pelo ponto de inflexão da curvas.

As curvas de dilatométrica do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente são apresentadas na Figura 5.22. Na Tabela 5.12 são apresentados os valores de temperatura de transformação de fase de ferrita para austenita para as mesmas condições. Os dados para comparação são apresentados na Figura 5.23.

Figura 5.22 - Curvas de dilatométrica para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente



(a) Menor tamanho de grão, (b) tamanho de grão intermediário e (c) maior tamanho de grão.

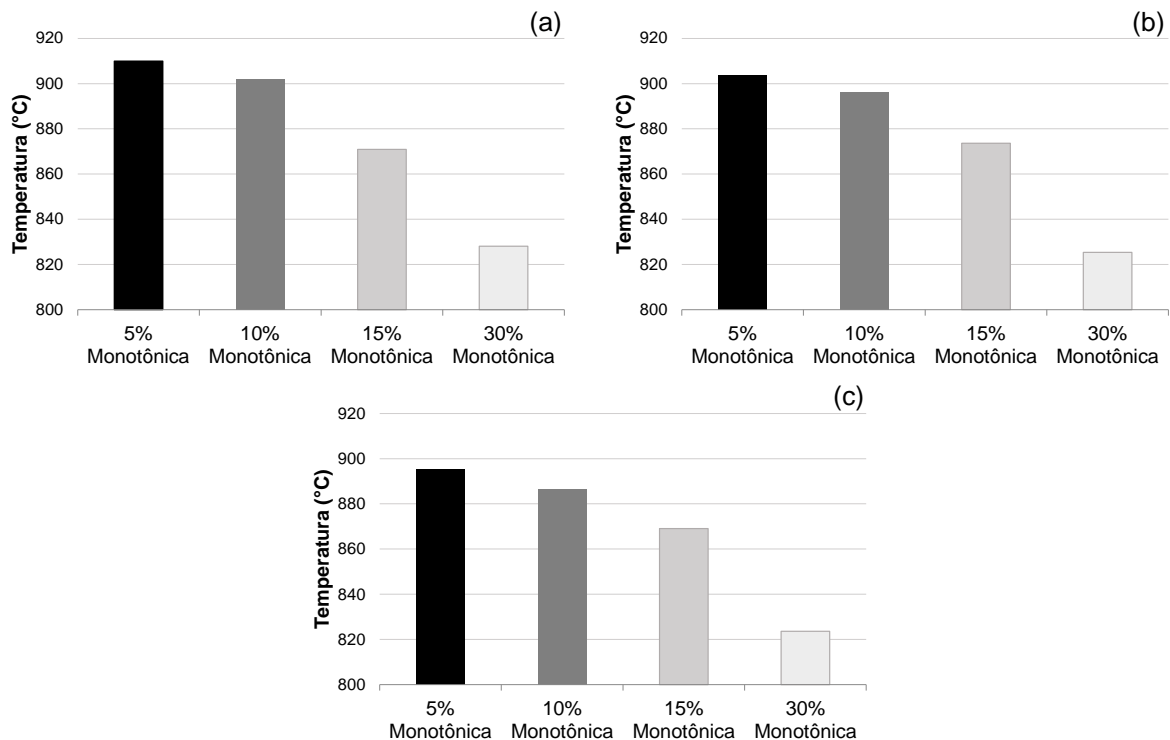
Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.11 – Temperaturas de recristalização da ferrita (α) e de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de dilatométrica para os materiais deformados monotonicamente

| Tamanho de Grão | Transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) ($^{\circ}C$) | | | |
|-----------------|---|----------------|----------------|----------------|
| | 5% Monotônica | 10% Monotônica | 15% Monotônica | 30% Monotônica |
| Maior_TG | 910 \pm 9 | 902 \pm 4 | 871 \pm 8 | 828 \pm 7 |
| Medio_TG | 904 \pm 13 | 896 \pm 5 | 874 \pm 7 | 825 \pm 8 |
| Menor_TG | 895 \pm 5 | 886 \pm 8 | 869 \pm 6 | 824 \pm 5 |

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.23 – Temperaturas obtidas no ensaio de dilatométrica para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotonicamente



(a) Temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com maior tamanho de grão. (b) Temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com tamanho de grão intermediário. (c) Temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com menor tamanho de grão.

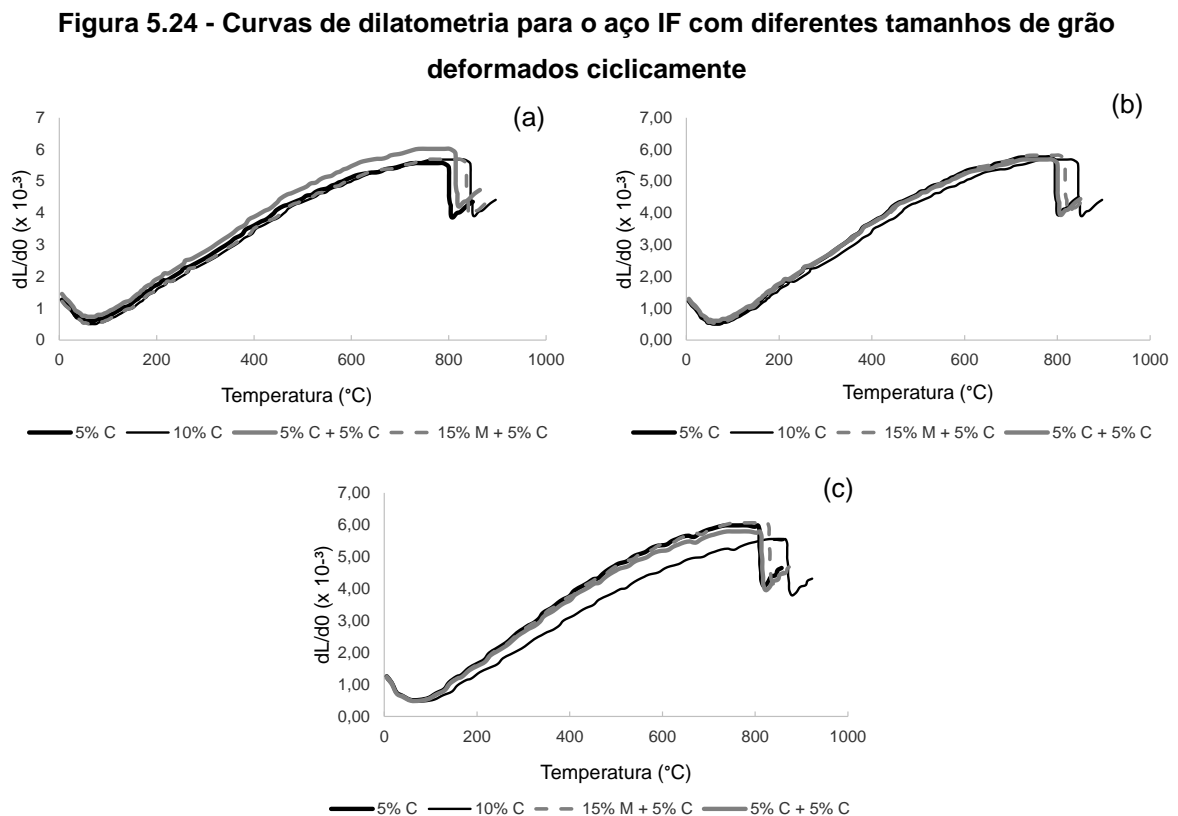
Fonte: Próprio autor.

De maneira similar ao observado no ensaio de DTA, verifica-se que para todas as condições de tamanho de grão a medida que a magnitude de deformação aumenta, a temperatura de recristalização transformação de fase de ferrita para austenita diminui. Avaliando-se o efeito do tamanho de grão verifica-se que a medida que o tamanho de grão diminui, menor se torna a temperatura necessária para a austenitizar o material.

Em função das similaridades entre os ensaios de dilatométrica e análise térmica diferencial (DTA), esperava-se que um ensaio corroborasse as informações obtidas no outro. Uma vez que os dados obtidos no ensaio de dilatométrica foram consistentes com aqueles obtidos no DTA é válido dizer que os fenômenos associados a estes resultados, bem como suas explicações, são os mesmos descritos na seção anterior para os materiais deformados monotonicamente.

Ressalta-se que, como mencionado na seção 5.1.4, as temperaturas encontradas neste ensaio são relativamente menores do que aquelas encontradas no ensaio de DTA em função de especificidades do ensaio. Uma vez que o DTA é feito em atmosfera inertizada, não existe reação do material com o oxigênio e, portanto, não existe oxidação, a variação de temperatura medida no material é exclusivamente associada a ele. No entanto, no ensaio de dilatométrica, a atmosfera não é inertizada. As altas temperaturas do ensaio na presença de oxigênio favorecem a formação de óxidos que, por sua vez, agem como refratários e interferem na medição de temperatura gerando imprecisão nos resultados.

Na Figura 5.24 são apresentadas as curvas de dilatométrica do aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados ciclicamente. Na Tabela 5.12 são apresentados os valores de temperatura de transformação de fase de ferrita para austenita para as mesmas condições. Os dados para comparação são apresentados na Figura 5.25.



(a) Menor tamanho de grão, (b) tamanho de grão intermediário e (c) maior tamanho de grão.

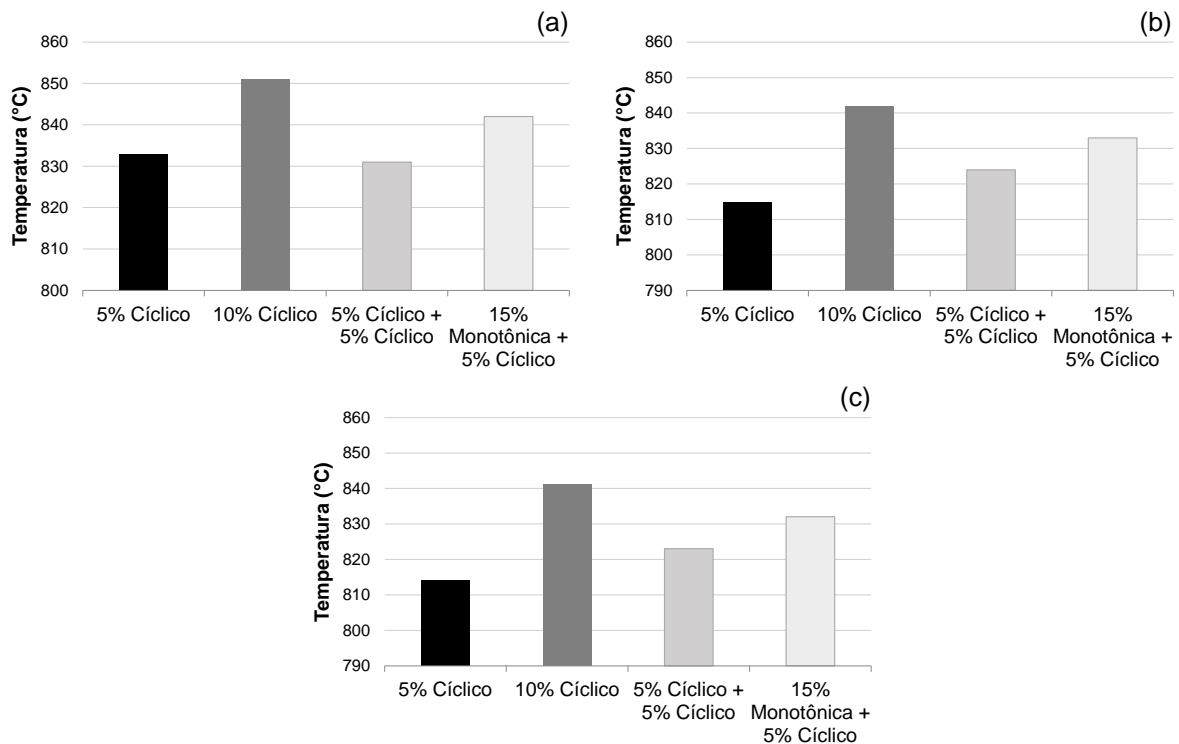
Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.12 – Temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de dilatométrica para os materiais deformados ciclicamente

| Tamanho de Grão | Transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) (°C) | | | |
|-----------------|--|-------------|-------------------------|-----------------------------|
| | 5% Cíclico | 10% Cíclico | 5% Cíclico + 5% Cíclico | 15% Monotônica + 5% Cíclico |
| Maior_TG | 833 ± 4 | 851 ± 3 | 831 ± 3 | 842 ± 3 |
| Medio_TG | 827 ± 4 | 842 ± 8 | 824 ± 4 | 833 ± 6 |
| Menor_TG | 825 ± 2 | 841 ± 4 | 823 ± 4 | 832 ± 4 |

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.25 – Temperaturas obtidas no ensaio de dilatométrica para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados ciclicamente



(a) Temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com maior tamanho de grão. (b) Temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com tamanho de grão intermediário. (c) Temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com menor tamanho de grão.

Fonte: Próprio autor.

Observa-se que as amostras deformadas ciclicamente em 10% apresentam valores de temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) da ferrita superiores aqueles obtidos para os materiais deformados ciclicamente 5% em um único ciclo e em duplo ciclo. As amostras submetidas à deformação combinada (monotônica seguida por cíclica) apresentaram valores superiores àqueles obtidos nas amostras deformadas 5% ciclicamente em duas sequências.

No que diz respeito ao efeito do tamanho de grão, verifica-se que, assim como os materiais deformados monotonicamente, a medida que o tamanho de grão diminui, a temperatura de recristalização da ferrita também diminui.

Assim como nos materiais deformados monotonicamente, as informações obtidas no ensaio de dilatométrica nas amostras deformadas ciclicamente condizem com o observado no ensaio de DTA. Assim sendo, considerando-se a ressalva de que os valores obtidos na dilatométrica se mostrarão sempre inferiores aos obtidos via análise térmica diferencial em função da inertização do ensaio, os fenômenos e explicações apresentados na seção anterior para as amostras deformadas ciclicamente são válidos para estes resultados.

Na Figura 5.26 são apresentadas as curvas de dilatométrica do aço IF com diferentes tamanhos de grão submetidos a deformação total de 30%, independentemente do tipo de deformação (monotônica ou cíclica) Na Tabela 5.13 são apresentados os valores de temperatura de transformação de fase de ferrita para austenita para as mesmas condições. Os dados para comparação são apresentados na Figura 5.27.

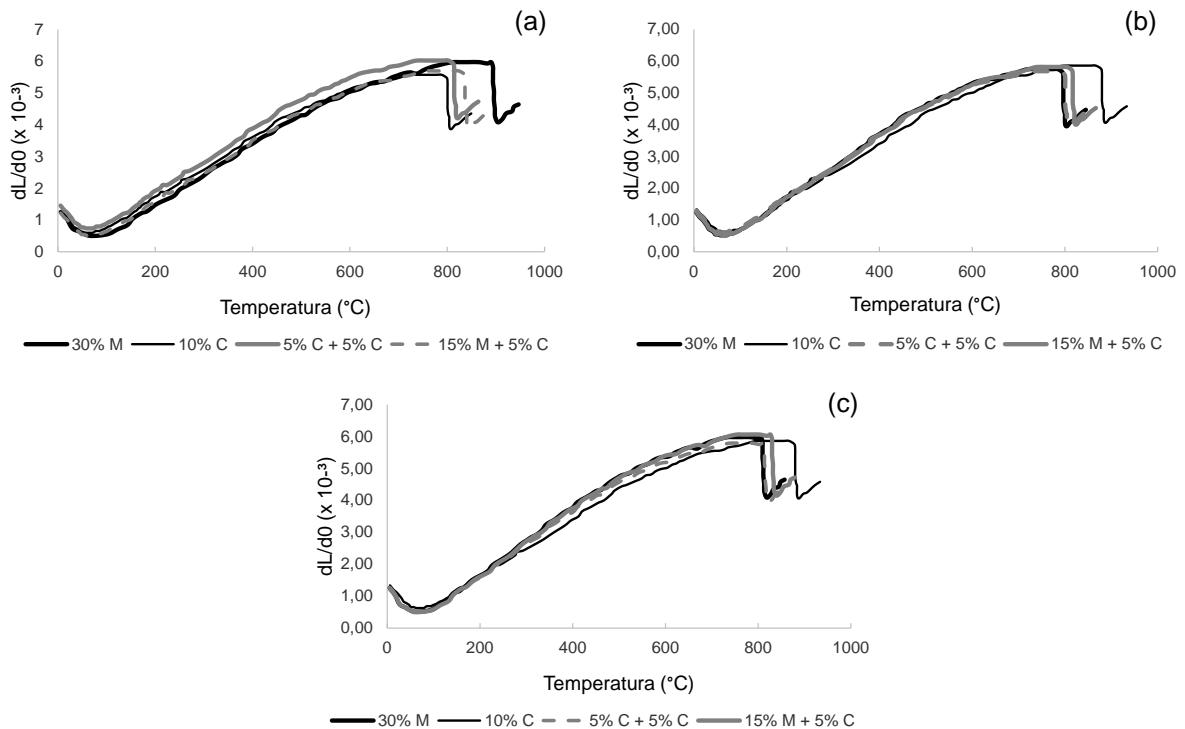
De maneira geral, verifica-se que as temperaturas de transformação de fase de ferrita para austenita são maiores para as amostras deformadas ciclicamente do que as amostras deformadas monotonicamente. Observa-se também que dentre as condições de deformação cíclica, a que apresenta menor temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) é a condição de dupla deformação cíclica de 5%, seguida pela deformação combinada de esforço monotônico e cíclico e, por fim, a condição de deformação cíclica de 10%.

Tabela 5.13 – Temperaturas de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) obtidas no ensaio de dilatométrica para os materiais deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%

| Tamanho de Grão | Transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) (°C) | | | |
|-----------------|--|-------------|-------------------------|-----------------------------|
| | 30% Monotônica | 10% Cíclico | 5% Cíclico + 5% Cíclico | 15% Monotônica + 5% Cíclico |
| Maior_TG | 828 ± 7 | 851 ± 3 | 831 ± 3 | 842 ± 3 |
| Medio_TG | 825 ± 8 | 842 ± 8 | 824 ± 4 | 833 ± 6 |
| Menor_TG | 824 ± 5 | 841 ± 4 | 823 ± 4 | 832 ± 4 |

Fonte: Próprio autor.

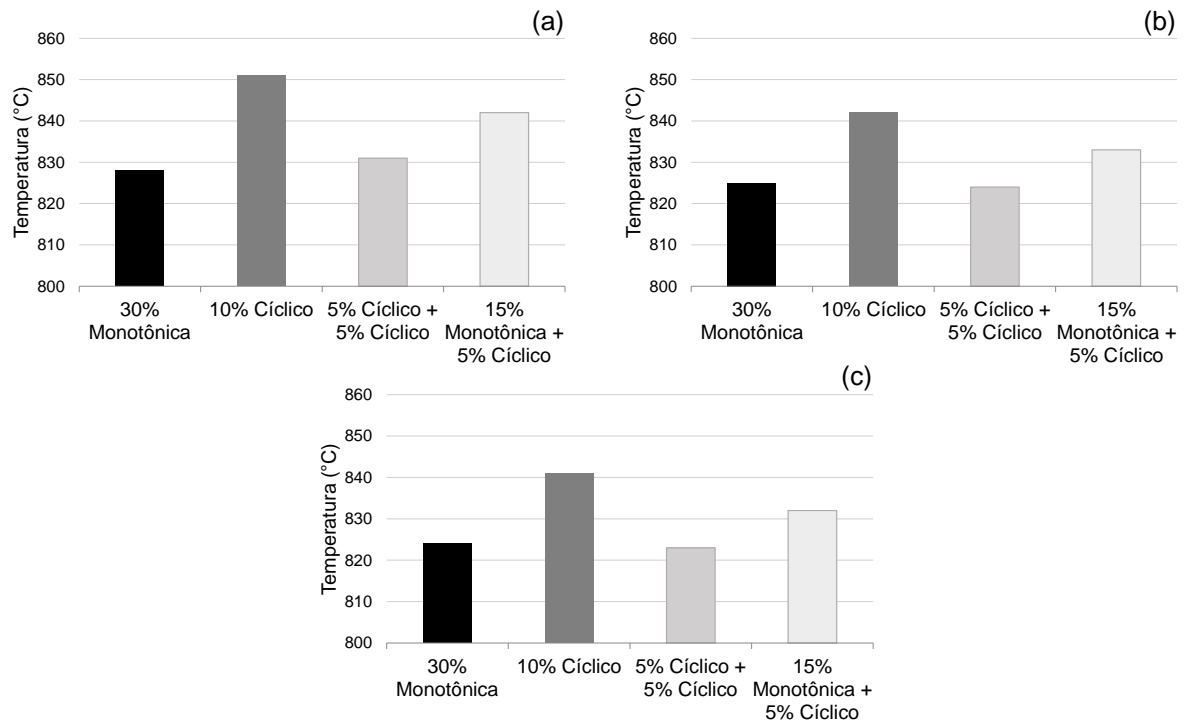
Figura 5.26 – Temperaturas obtidas no ensaio de dilatométrica para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%



Em termos de efeito de tamanho de grão, nota-se que, como mencionado anteriormente, a temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) apresenta relação direta com o tamanho de grão. Assim sendo, a medida que o grão aumenta a temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) também aumentam, e vice-versa.

Os fenômenos e explicações relacionados a esta distribuição de temperatura em relação ao caminho de deformação foram apresentados na seção anterior.

Figura 5.27 – Temperaturas obtidas no ensaio de dilatometria para o aço IF com diferentes tamanhos de grão deformados monotônica e ciclicamente com deformação total de 30%



(a) Temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com maior tamanho de grão. (b) Temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com tamanho de grão intermediário (c) Temperatura de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) para o aço IF com menor tamanho de grão.

Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÃO

Neste trabalho foram analisados o efeito do tamanho grão, associado às deformações monotônica e cíclica posterior, nas propriedades mecânicas de um aço livre de intersticiais, bem como a influência da pré-deformação na recristalização deste material. Com base nos resultados obtidos as conclusões abaixo podem ser tomadas:

- Considerando o aço IF no seu estado inicial - como recebido, e após tratamentos térmicos para alteração do tamanho de grão estrutural, verificou-se que o material apresenta-se mais resistente mecanicamente quanto menor for o seu tamanho de grão. Isto se deve ao fato dos materiais com menor tamanho de grão apresentarem maior volume de contornos de grão e estes atuarem com barreira à movimentação das discordâncias.

- Considerando-se ainda o aço IF nas mesmas condições citadas acima, constatou-se que a temperatura de recristalização da ferrita bem como a temperatura de austenização são atrasadas para o material com maior tamanho de grão e favorecidas para o material com menor tamanho de grão. Isto acontece em função do material com menor tamanho de grão apresentar maior número de sítios de nucleação e, portanto, necessitar de menor energia térmica para iniciar a nucleação.

- Ao se deformar monotonicamente o aço IF com tamanhos de grão distintos verificou-se que o material com menor tamanho de grão apresentou dureza mais elevada.

- Considerando-se o comportamento mecânico do aço IF com diferentes tamanhos de grão, constatou-se que, independentemente do tamanho do grão, a medida que a magnitude de deformação aumenta, a resistência mecânica do material aumenta devido ao encruamento.

- Ao se deformar os materiais ciclicamente, independentemente da magnitude de esforço aplicado ou do caminho de deformação imposto, os materiais com menor tamanho de grão apresentaram a dureza mais elevada e o material com maior tamanho de grão a dureza menos elevada.

- Em termos de comportamento mecânico, a partir da deformação cíclica em diferentes magnitudes e caminhos de deformação obteve-se três informações distintas. O aço IF, independentemente do tamanho de grão, quando submetido a um mesmo caminho de deformação, mas com magnitudes diferentes apresentou maior dureza na condição de menor esforço.
- Os mesmos materiais quando submetidos a esforços de mesma magnitude, mas em mono e duplo ciclo apresentou maior dureza para o duplo ciclo, pois o segundo ciclo encruou o primeiro.
- O aço IF quando submetido a deformação cíclica de mesma ϵ_{total} , mas com pré-deformações distintas apresentou maior resistência mecânica quando a pré-deformação foi aplicada ciclicamente e não monotonicamente.
- Deformações monotônicas de maior magnitude obtiveram menores temperaturas de recristalização da ferrita e de transformação de fase de ferrita para austenita.
- Deformações cíclicas de mesmo caminho e magnitudes diferentes promoveram recristalização (α) e austenitização a temperaturas mais baixas para os materiais submetidos aos menores esforços.
- Deformações cíclicas de mesmas magnitude (ϵ_{total}) mas com pré-deformações distintas (monotônica e cíclicas) levaram a recristalização (α) e austenitização a menores temperaturas nas amostras pré-deformadas ciclicamente.
- Deformação cíclica de mesma magnitude e número de ciclos diferentes promoveram recristalização a temperaturas mais elevadas na condição de menor número de ciclos.
- Grãos menores apresentaram menores temperaturas de recristalização da ferrita e de austenitização, independentemente da deformação aplicada. Fato relacionado à disponibilidade de sítios de nucleação.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANAND, G.; SINHA, A.; CHATTOPADHYAY, P. P. Variation of tensile behavior of interstitial free steel rolled at cryogenic and room temperature. **Journal of the Institution of Engineers**, v. 93, p.97-103, 2012.

ARMSTRONG, P.E.; HOCKETT, J.E. Large strain multidirectional deformation of 1100 aluminum at 300 K. **J. Mech. Phys. Solids**, v. 30, p. 37–58.

ASM HANDBOOK. **Heat treating**. Ohio: American Society for Metals – ASM International, v. 4, 1991. 2173p.

ASM HANDBOOK. **Forming and forging**. 9 ed. Ohio: American Society for Metals – ASM International, v. 14, 1993. 2110p.

ASM HANDBOOK. **Mechanical testing and evaluation**. Ohio: American Society for Metals – ASM International, v. 8, 2000. 2234p.

ASTM E1019-11, Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Fusion Techniques, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011.

ASM HANDBOOK. **Properties and selection iron**. 10 ed. Ohio: American Society for Metals – ASM International, v. 1, 1993. 2520p.

ASTM E415-14, Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014.

BALÍK, J.; DOBRON, P.; CHMELÍK, F.; KUZEL, R.; DROZDENKO, D.; BOHLEN, J.; LETZIG, D.; LUKAC, P.; Modeling of the work hardening in magnesium alloy sheets. **International Journal of Platicity**, v. 76, p. 166-185, 2015.

BHATTACHARYA, D.; GUPTA, I. Metallurgy of formable vacuum degassed interstitial free steels. **Metallurgy of Vacuum Degassed Steels**, 1990, p. 43-72.

BLECK, W.; BODE, R.; HAHN, F. Production and properties of IF steel. **Thyssen Technische Berichte**, 1990. p. 69-76.

BOERS, S. H. A.; SCHREURS, P. J. G.; GEERS, M. G. D.; LEVKOVITCH, V.; WANG, J.; SVENDSEN, B. Experimental characterization and model identification of direcional hardening effects in metals for complex strain path changes. **International Journal of Solids and Structures**, v.47, p. 1364-1374, 2010.

BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. B.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. **Conformação plástica dos metais**. 6 ed. Campinas: EPUSP, 2011. 258p. Disponível em: www.fem.unicamp.br/~sergio1/CONFORMACAOPLASTICADOSMETAIS.pdf.

Acesso em: 07 set. 2011.

CALLISTER, W.D.Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 5ª ed. Rio de Janeiro: LTC, 2007, 589p.

CORREA, E.C.S.; AGUILAR, M.T.P.; SILVA, E.M.P.; CETLIN, P.R.; VALLE, P.E.; REZENDE, J, L. L. Influence of strain path in the mechanical properties of drawn aluminum alloy bars. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 80-81, p. 376-379, 1998.

CORRÊA, E.C.S.; AGUILAR, M.T.P.; SILVA, E.M.P.; CETLIN, P.R. The effect of sequential tensile and cyclic torsion straining on work hardening of steel and brass. **Journal of Materials Processing Technology**, v.142, p. 282-288, 2003.

CORRÊA, E. C. S. **Aspectos do encruamento de metais previamente deformados a frio**. Belo Horizonte: Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 2004, 233p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM, 2005. 599 p.

DIETER, George Elwood. **Metalurgia Mecânica**. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981, 588p.

DOHERTY, R. D., 2005. Primary recrystallization. In: CAHN, R. W. et al, **Encyclopedia of Materials: Science and Technology**. Elsevier, p. 7847-7850.

FENG, Y.; WANG, F.; TAO, S.; ZHAO, D.; ZHANG, X. Structure na texture formation during single and double cold rolling and annealing processes for Nb+Ti added interstitial-free steels. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 20, p.42-49, 2013.

GUO, N.; LUAN, B.; LIU, Q. Influence of pre-torsion deformation on microstructures and properties of cold drawing pearlitic steel wires. **Materials and Design**, v. 50, p. 285-292, 2013.

HAASE, C.; MARKUS, K.; MORA, L.; WONG, S. L.; ROTERS, F.; MOLODOV, D. A.; GOTTSTEIN, G. Recrystallization behavior of high-manganese steel: experiments and simulations. **Acta Materialia**, v.100, p.155-168, 2015.

HAMAD, K.; CHUNG, B. K.; KO, Y. G. Effect of deformation path on microstructure, microhardness and texture evolution of interstitial free steel fabricated by differential speed rolling. **Materials Characterization**, v. 94, p. 203-214, 2014.

HAN, F.; TANG, B.; KOU, H.; LI, J.; FENG, Y. Effects on subgrain size and static recrystallization on the mechanical performance of polycrystalline material: A microstructure-based crystal plasticity finite element analysis. **Progress in Natural Science: Materials International**, v.25, p. 58-65, 2015.

HE, J.; ZENG, D.; ZHU, X.; XIA, Z.; LI, S. Effect of Nonlinear Strain Paths on Forming Limits under Isotropic and Anisotropic Hardening. **International Journal of Solids and Structures**, 2013.

HOILE, S. Processing and properties of mild interstitial free steels. **Materials Science and Technology**, oct. 2000, p. 1079-1970.

HOSFORD, W. F. **Mechanical behavior of materials**. New York: Cambridge University Press, 2005, 425p.

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

HUO, X.; MAO, X.; LU, S. Effect of annealing temperature on recrystallization behavior of cold rolled Ti-microalloyed steel. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 20, p.105-110, 2013.

JONAS, J. J.; RAY, K. R.; HOOK, R. E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. **International Materials Reviews**, v. 39, 1994, p. 129-172.

KHATIRKAR, R.; KUMAR, S. Comparison of recrystallization textures in interstitial free and interstitial free high strength steels, **Materials Chemistry and Physics**, v. 2011, p. 128-136, 2011

KRAUSS, George. **Steels Processing, Structure and Performance**. Ohio: ASM International, 613p.

LEE, S.; SAITO, Y.; PARK, K.; SHIN, D. Microstructures and mechanical properties of ultra low carbon IF steel processed by accumulative rolling bonding process. **Materials Transaction**, v.43, No.9, p.2320-2325, 2002.

LIN, Y. C.; CHEN, X. A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working. **Materials and Design**, v.32, p.1733-1759, 2011.

LOPES, Wellington. **Efeito da pré-deformação e direção de solicitação no comportamento mecânico do aço inox AISI 430E com uso do ensaio de cisalhamento para alterar a trajetória de deformação**. Belo Horizonte: Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 2006, 124p. (Tese, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

LOUREIRO, F. G.; **Caracterização de aço IF ligados ao Ti**. 1999. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

MEIRA, R. R. **Efeito da variação das condições de encharque nas propriedades mecânicas do material IF processado no recozimento contínuo da Usiminas**. 2006. 80f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

MEYERS, M.A., CHAWLA, K.K. **Princípios de metalurgia mecânica**. 1 ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda., 505p.

MORAVCIK, R.; STEFANIKOVA, M.; CICKA, R.; CAPLOVIC, L.; KOCUROVA, K.; STURM, R. Phase transformations in high alloy cold work tool steel. **Journal of Mechanical Engineering** v.58, p.709-715, 2012.

NAKANO, J.; JACQUES, P. J. Effects of the thermodynamic parameters of the hcp phase on the stacking fault energy calculations in the Fe-Mn and Fe-Mn-C systems, **CALPHAD**, v. 34, p. 167-175, 2010.

NAN, Y.; NING, Y.; LIANG, H.; GUO, H.; YAO, Z.; FU, M. W. Work-hardening effect and strain-rate sensitivity behavior during hot deformation of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy. **Materials & Design**, v.82, p. 84-90, 2015.

NIN, Y. Q.; WANG, T.; FU, M. W.; LI, M. Z.; WANG, L.; ZHAO, C. D. Competition between work-hardening effect and dynamic-softening behavior for processing as cast GH4720Li superalloys with original dendrite microstructure during moderate-speed hot compression. **Materials Science & Engineering A**, v.62, p. 187-193, 2015

OGAWA, T.; SUGIURA, N.; MARUYAMA, N.; YOSHINAGA, N. Influence of state of Nb on recrystallization temperature during annealing in cold-rolled low-carbon steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 564, p. 42-45, 2013.

OLIVEIRA, A. F. **Caracterização de um aço IF após relaminação no laminador de encruamento**. 2010. 152f. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo.

PEETERS, B.; SEEFELDT, M.; TEODOSIU, C.; KALIDINDI, S. R.; VAN HOUTTE, P.; AERNOUDT, E. Work-hardening/softening behaviour of bcc polycrystals during changing strain paths: I. an integrated model based on substructure and texture evolution and its prediction of the stress-strain behavior of an IF steel during two-stage strain paths. **Acta Materialia**, v. 49, p. 1607-1679, 2001.

PEETERS, B.; BACROIX, B.; TEODOSIU, C.; VAN HOUTTE, P.; AERNOUDT, E. Work-hardening/softening behaviour of bcc polycrystals during changing strain paths: II. TEM observations of dislocation sheets in an IF steel during two-stage strain paths and their representation in terms of dislocation densities. **Acta Materialia**, v. 49, p. 1621-1632, 2001.

PRADHAN, R. Cold-rolled interstitial free steels: a discussion of some metallurgical topics. In: INTERNATIONAL FORUM FOR PHYSICAL METALLURGY OF IF

STEELS, 1996, Tóquio. **Proceedings...** Tóquio: ISIJ INTERNATIONAL, 1996. p. 165-177.

QUADIR, M. Z.; DUGGAN, B. J. A microestrutural study of the origins of γ recrystallization textures in 75% warm roled IF steel. **Acta Materialia**, v.54, p. 4337-4350, 2006.

RAABE, D.; ZHAO, Z.; PARK, S. J. ROTERS F. Theory of orientation gradients in plastically strained crystals. **Acta Materialia**, v.50, p.421-440, 2002.

RAABE, D. **Recovery and recrystallization: phenomena, physics, models, simulation.** Dusseldorf, Elsevier, 2014,106p.

REED-HILL, R. E.; LONGO, W. P.. Alguns aspectos do encruamento dos metais – continuação. **Revista do Círculo da Engenharia Militar**, v. 69, p. 1-8, 1982.

RENARD, K.; IDRISSE, H.; SCHRYVERS, D.; JACQUES, P.J. On the stress state dependence of the twinning rate and work hardening in twinning-induced plasticity steels, **Scripta Materialia**,v.66, p.966-971, 2012.

SAINATH, G.; CHOUDHARY, B. K.; CHRISTOPHER, J.; SAMUEL, E. I.; MATHEW, M. D. Applicability of Voce equation for tensile flow and work hardening behavior of P92 ferritic steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 132-133, p. 1-9, 2015.

SAMET-MEZIOU, A.; ETTER, A L.; BAUDIN,T.; PANELLE, R. Relation between the deformation sub-structure after rolling or tension and the recrystallization mechanisms of an IF steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 473, p. 342-354, 2008.

SANDIM, H. R. Z.; RENZETTI, R. A.; PADILHA, A. F.; RAABE, D.; KLIMENKOV, M.; LINDAU, R.; MÖSLANG, A. Annealing behavior of ferritic-martensitic 9%Cr-ODS-eurofer steel. **Materials Science & Engineering**, v.572, p. 3602-3608, 2010.

SCHMITT, J. H.; SHEN, E. L.; RAPHANEL, J.L. A parameter for measuring the magnitude of a change of strain path: validation and comparasion with experiments on low carbon steel. **International Journal of Platicity**, v.10, p.535-531, 1994.

SINHA, A.; ANAND, G.; CHATTOPADHYAY, P. P. On the plasticity of interstitial-free steel subjected to cryogenic rolling followed by annealing. **Materials and Manufacturing Process**, v.28, p. 242-248, 2013.

SOLEYMANI, V.; EGHBALI, B. Grain refinement in a low carbon steel through multidirectional forging. **Journal of Iron and Steel Research**, v.19, p. 74-78, 2012.

SONG, X.; YUAN, Z.; JIA, J. WANG, D.; LI, P.; DENG, Z. Effect of phosphorus grain boundaries segregation and precipitations on mechanical properties for Ti-IF Steel after recrystallization annealing, **JMST**, v. 26, p. 793-797, 2010.

STÜWE, H. P.; PADILHA, A. F.; SICILIANO, F.; Competition between recovery and recrystallization. **Materials Science and Engineering**, v.333, p. 361-367, 2002.

TAKAHASHI, J.; HAGA, J.; KAWAKAMI, K.; USHIODA, K. Observation of co-segregation of titanium and boron at the interface between recrystallized and unrecrystallized grains in cold-rolled interstitial-free steel sheets. **Ultramicroscopy**, 2015.

UENISHI, A.; TEODOSIU, C. Constitutive modelling of the high strain rate behavior of interstitial free steel. **International Journal of Plasticity**, v.20, p.915-936, 2004.

URANGA, P.; GUTIERREZ, I.; LOPEZ, B. Determination of recrystallization kinetics from plane strain compression tests. **Materials Science & Engineering A**, v. 578, p. 174-180, 2013.

VIATKINA, E. M.; BREKELMANS, W. A. M.; GEERS, M. G. D. A crystal plasticity based estimate for forming limit diagrams from textural inhomogeneities. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 168, p. 211-218, 2005.

XIE, Z.; GAO, W.; WANG, J.; YU, Y.; FANG, Y.; SUN, B. Static recrystallization behavior of twin roll cast low-carbon steel strip. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 18, p. 45-51, 2011.

XIONG, R.; PENG, H.; WANG, S.; SI, H.; WEN, Y. Effect of stacking fault energy on working hardening behavior in Fe-Mn-Si-C high manganese steel by varying silicon and carbon contents. **Materials and Design**, v.85, p.707-714, 2015.

YE, W.; GALL, R.; SAINDRENAN, G. A study of the recrystallization of an IF steel by kinetics models, **Materials Science & Engineering A**, v. 332, p. 41-46, 2002.

ZHANG, Y.; ZHANG, Y.; YANG; ZANG, Z. Effect of alloying elements (Sb, B) on recrystallization and oxidation of Mn-containing IF steel. **Journal of Iron and Steel Research**, v.20, p. 39-44, 2013.

ZHANG, T.; ZHANG, S.; ZHANG, SONG, H.; CHENG, M.; Hardening and softening mechanisms of pearlitic steel wire under torsion. **Materials and Design**, v. 59, p. 397-405, 2014.