

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

DÉBORA NERIS CARDOSO

EFEITO DO CICLO TÉRMICO NO ENCRUAMENTO DE LIGAS METÁLICAS
COM CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS DISTINTAS

BELO HORIZONTE

2019

DÉBORA NERIS CARDOSO

**EFEITO DO CICLO TÉRMICO NO ENCRUAMENTO DE LIGAS METÁLICAS
COM CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS DISTINTAS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais

Orientadora: Profa. Dra Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

BELO HORIZONTE

2019

DÉBORA NERIS CARDOSO

**EFEITO DO CICLO TÉRMICO NO ENCRUAMENTO DE LIGAS METÁLICAS
COM CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS DISTINTAS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais

Aprovado em:

BANCA EXAMINADORA

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa – Orientador (a)

Prof. Dr. Wellington Lopes

Profa. Dra. Aline Magalhães

Nayara Aparecida Neres da Silva

AGRADECIMENTO

Agradeço primeiramente à Deus e ao meu anjo da guarda, por estarem comigo em todos os momentos me abençoando e me protegendo.

Aos meus pais, Eliana e Wilton e a minha irmã Carolina, por sempre acreditar em meu potencial, me incentivar a buscar os meus sonhos e por me apoiar em todas as escolhas em minha vida.

Aos meus amigos que tornaram esses seis anos de CEFET MG, uma caminhada mais leve. Obrigada por serem minha família, nessa instituição que se tornou meu segundo lar a qual sou eternamente grata.

À minha orientadora Elaine Carballo, que além de uma excelente profissional e detentora de um vasto conhecimento, foi uma verdadeira mãe, que acreditou na realização deste trabalho. Obrigada por compartilhar seus conhecimentos comigo e por acreditar no meu potencial.

RESUMO

O encruamento é um dos principais fenômenos que ocorrem nos processos de conformação mecânica. Além de alterar as propriedades físicas dos materiais impacta também nas propriedades mecânicas: aumentando a dureza e resistência mecânica dos materiais e diminuindo sua ductilidade. O encruamento pode ser, portanto, utilizado para obter determinadas características em um produto final de acordo com a sua finalidade de aplicação e processo produtivo. Neste contexto, o presente trabalho teve por objetivo analisar como os diferentes parâmetros de ciclo térmico (temperatura, tempo de encharque e taxa de resfriamento) e as características estruturais distintas de cada material influenciam em suas propriedades mecânicas. Os ciclos térmicos distintos tiveram como função obter tamanhos de grãos diferentes, cuja finalidade foi verificar como esta característica influencia na deformação plástica/encruamento dos materiais. Optou-se por trabalhar com quatro materiais metálicos distintos: latão, cobre, alumínio e aço IF, para verificar como a energia de falha de empilhamento e estrutura cristalina impactam nas propriedades mecânicas. Os materiais foram submetidos a microscopia óptica para caracterização microestrutural e, aos ensaios de microdureza Vickers e tração para a determinação das propriedades mecânicas, em especial o expoente de encruamento. De maneira geral, verificou-se que quanto maior a energia de falha de empilhamento de um material, menor o seu encruamento, uma vez que estes materiais são mais susceptíveis a realização de deslizamento cruzamento. Observou-se em todos os materiais que quanto maior o tamanho de grão, maior será a ductilidade e menor será sua dureza e limite de resistência à tração.

Palavras chaves: Encruamento. Tamanho de grão. Energia de falha de empilhamento. Deformação plástica.

ABSTRACT

Hardening is one of the main phenomena that occur in the processes of mechanical conformation. In addition to altering the physical properties of the materials also impacts on the mechanical properties: increasing the hardness and mechanical resistance of the materials and reducing their ductility. Hardening can therefore be used to obtain certain characteristics in an end product according to its purpose of application and production process. In this context, the present work had as objective to analyze how the different heat cycle parameters (temperature, soak time and cooling rate) and the distinct structural characteristics of each material influence its mechanical properties. The different heat cycles had the purpose of obtaining different grain sizes, whose purpose was to verify how this characteristic influences the plastic deformation / hardening of the materials. It was chosen to work four different metal alloys: brass, copper, aluminum and IF steel, to verify how the stacking fault energy and crystalline structure impact the mechanical properties. The materials were subjected to metallography and optical microscopy for microstructural characterization and to the Vickers microhardness and tensile test for the determination of the mechanical properties, especially the hardening degree. In general, it has been found that the higher the stacking fault energy of a material, the lower its hardening, since these materials are more susceptible to cross-slip performance. It has been observed in all materials that the larger the grain size, the greater the ductility and the lower its hardness and tensile strength limit.

Key words: Hardening. Grain size. Stacking fault energy. Cold-work.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 3.1 – Mecanismos de deformação plástica: escorregamento e maclação – representação com esferas tangentes	13
Figura 3.2 – Discordância de cunha e de hélice com a representação do vetor de Burgers	14
Figura 3.3 – Esquema clássico da maclação.....	15
Figura 3.4 – Microestruturas de maclas	16
Figura 3.5 – Representação esquemática da curva tensão-deformação para materiais sem e com encruamento.....	19
Figura 3.6 – Curva de tensão-deformação para o alumínio ilustrando os três estágios de encruamento.....	20
Figura 3.7 – Curva tensão-deformação para metais do sistema CCC (Fe), CFC (Cu) e HC (Mg).....	20
Figura 3.8 – Curva tensão-deformação de engenharia	21
Figura 3.9 – Representação esquemática distinta da curva potencial $\sigma=K.\epsilon^n$	22
Figura 3.10 – Variação do aumento de tensão para um mesmo aumento de deformação na zona plástica, para três aços diferentes, devido ao encruamento distinto para cada aço.....	23
Figura 4.1 – Fluxograma da descrição da 1ª parte do desenvolvimento do trabalho	24
Figura 4.2 – Fluxograma da descrição da 1ª parte do desenvolvimento do trabalho	24
Figura 4.3 – Indentação feita para medida da microdureza Vickers para o latão.....	30
Figura 4.4 – Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração (em mm).....	31
Figura 4.5 – Corpo de prova após preparação para o ensaio de tração	31
Figura 4.6 – Máquina universal de ensaio Instron Modelo 5982	32
Figura 5.1 – Micrografias (MO) do aço IF submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 950°C, encharque 10 minutos e resfriamento ao ar.	33
Figura 5.2 – Micrografias (MO) do aço IF submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 950°C, encharque 60 minutos e resfriamento ao ar.	33
Figura 5.3 – Micrografias (MO) do aço IF submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 950°C, encharque 180 minutos e resfriamento no forno.	34
Figura 5.4 – Micrografias (MO) do latão submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 650°C, encharque 10 minutos e resfriamento ao ar.	35
Figura 5.5 – Micrografias (MO) do latão submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 650°C, encharque 60 minutos e resfriamento ao ar.	35

Figura 5.6 – Micrografias (MO) do latão submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 650°C, encharque 180 minutos e resfriamento no forno.	35
Figura 5.7 – Micrografias (MO) do cobre submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 950°C, encharque 10 minutos e resfriamento ao ar.	36
Figura 5.8 – Micrografias (MO) do cobre submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 550°C, encharque 60 minutos e resfriamento ao ar.	37
Figura 5.9 – Micrografias (MO) do cobre submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 550°C, encharque 180 minutos e resfriamento no forno.	37
Figura 5.10 – micrografias (MO) do alumínio após ataque com HF 0,5%	38
Figura 5.11 – Micrografias (MO) do alumínio submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 400°C, encharque 10 minutos e resfriamento ao ar.	39
Figura 5.12 – Micrografias (MO) do alumínio submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 400°C, encharque 60 minutos e resfriamento ao ar.	39
Figura 5.13 – Micrografias (MO) do alumínio submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 400°C, encharque 180 minutos e resfriamento no forno.	40
Figura 5.14 – Resultado da microdureza Vickers do aço IF	42
Figura 5.15 – Resultado da microdureza Vickers do latão 268.....	43
Figura 5.16 – Resultado da microdureza Vickers do cobre 120.....	44
Figura 5.17 – Resultado da microdureza Vickers do alumínio 1200	45
Figura 5.18 – Superfície dos corpos de prova do aço IF	48
Figura 5.19 – Corpos de prova do aço IF (tempo de encharque 180 min / resfriamento ao forno)	49
Figura 5.20 – Resultado ensaio de tração do aço IF	49
Figura 5.21 – Superfície dos corpos de prova do latão 268	50
Figura 5.22 – Resultado ensaio de tração do latão 268	51
Figura 5.23 – Superfície dos corpos de prova do cobre 120	52
Figura 5.24 – Resultado ensaio de tração do cobre 120	53
Figura 5.25 – Resultado ensaio de tração do alumínio 1200.....	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Planos e direções de macla	17
Tabela 3.2 – Valores de energia de falha de empilhamento (EDE) para os materiais C.F.C em análise	18
Tabela 3.3 – Valores de n e K para metais à temperatura ambiente.....	22
Tabela 4.1 – Composição química do aço IF utilizado no trabalho	25
Tabela 4.2 – Composição química do latão 268 utilizado no trabalho.....	26
Tabela 4.3 – Composição química do cobre 120 utilizado no trabalho	26
Tabela 4.4 – Composição química do alumínio 1200 H14 utilizado no trabalho	27
Tabela 4.5 – Parâmetros utilizados nos ciclos térmicos dos materiais	27
Tabela 4.6 – Reagentes utilizados no ataque químico para revelação microestrutural dos materiais	28
Tabela 4.7 – Parâmetros utilizados no ensaio de microdureza Vickers	30
Tabela 4.8 – Parâmetros utilizados nos ciclos térmicos dos corpos de prova de tração	31
Tabela 5.1 – Tamanhos médios dos grãos obtidos após ciclo térmico (continua)	40
Tabela 5.1 – Tamanhos médios dos grãos obtidos após ciclo térmico (continuação).....	41
Tabela 5.2 – Microdurezas Vickers e seus respectivos desvios-padrões para o aço IF	43
Tabela 5.3 – Microdurezas Vickers e seus respectivos desvios-padrões para o latão 268.....	44
Tabela 5.4 – Microdurezas Vickers e seus respectivos desvios-padrões para o cobre 120.....	44
Tabela 5.5 – Microdurezas Vickers e seus respectivos desvios-padrões para o alumínio 1200	45
Tabela 5.6 – Propriedades mecânicas dos materiais obtidas no ensaio de tração	46
Tabela 5.7 – Medidas de encruamento obtidas no ensaio de tração.....	55

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	11
2 OBJETIVOS.....	12
2.1 Objetivo geral	12
2.2 Objetivos específicos	12
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	13
3.1 Deformação plástica nos materiais metálicos.....	13
3.1.1 <i>Movimentação de discordâncias</i>	13
3.1.2 <i>Maclação</i>	15
3.2 Energia de falha de empilhamento (EDE).....	17
3.3 Encruamento	18
3.4 Expoente de encruamento.....	21
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	24
4.1 Descrição geral do trabalho	24
4.2 Materiais	25
4.2.1 <i>Aço IF</i>	25
4.2.2 <i>Latão</i>	25
4.2.3 <i>Cobre</i>	26
4.2.4 <i>Alumínio</i>	26
4.3 Processamento térmico	27
4.4 Caracterização microestrutural dos materiais	28
4.4.1 <i>Análise do tamanho de grão</i>	28
4.5 Microdureza Vickers.....	29
4.6 Ensaio de tração	30
4.6.1 <i>Preparação dos corpos de prova</i>	31
4.6.2 <i>Procedimentos</i>	32

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	33
5.1 Caracterização microestrutural dos materiais	33
5.1.1 Aço IF.....	33
5.1.2 Latão.....	34
5.1.3 Cobre.....	36
5.1.4 Alumínio	38
5.1.5 Análise tamanho de grão.....	40
5.2 Microdureza Vickers.....	41
5.2.1 Aço IF.....	42
5.2.2 Latão.....	43
5.2.3 Cobre.....	44
5.2.4 Alumínio	45
5.3 Ensaio de tração	46
5.3.1 Aço IF.....	48
5.3.2 Latão.....	50
5.3.3 Cobre.....	52
5.3.4 Alumínio	54
5.4 Análise encruamento.....	55
6 CONCLUSÕES	57
REFERÊNCIAS	58

1 INTRODUÇÃO

O encruamento é o fenômeno no qual um material aumenta a sua resistência mecânica e dureza ao ser submetido a uma deformação plástica e se baseia nas interações entre campos de deformação de discordâncias. A densidade de discordâncias em um metal aumenta com a deformação/encruamento, pois à medida em que o material se deforma as discordâncias existentes se multiplicam, ou novas são formadas impedindo a movimentação de outras discordâncias. Logo, uma discordância dificulta o movimento de outra. Dessa forma, o esforço externo mecânico necessário para que ocorra a deformação plástica aumenta com a ocorrência do trabalho à frio (CALLISTER, 2002).

O encruamento causa diversas alterações nas propriedades físicas: condutividade elétrica, coeficiente de expansão térmica, reatividade química, entre outras, mas principalmente nas propriedades mecânicas, aumentando a resistência mecânica e a dureza, porém diminuindo a ductilidade, sendo, portanto, um fenômeno importante nos processos de conformação mecânica. O encruamento pode ser, portanto, utilizado para obter determinadas características em um produto final de acordo com a sua finalidade de aplicação e processo produtivo (CORRÊA, 2004; REED-HIL, 1982).

Apesar de todo material ter a capacidade de encruar, diversos parâmetros de ensaio podem influenciar no encruamento, sendo eles a temperatura e a taxa de deformação aplicada. Além disso, fatores como estrutura cristalina, tipo de constituinte, tamanho de grão e estado inicial do material também possuem um grande impacto na capacidade ou não de encruar de um material (CORRÊA, 2004).

Como escrito o encruamento está intimamente relacionado com a interação de discordâncias. Logo, vale ressaltar que o fenômeno definido como deslizamento cruzado, que consiste na capacidade das discordâncias contornarem obstáculos ou barreiras à sua movimentação a partir da mudança do plano atômico de deslizamento, é um parâmetro importante dos materiais que define a sua capacidade de encruamento (DIETER, 1981).

Dentro deste contexto, neste trabalho foi avaliado o efeito do ciclo térmico, no qual é possível obter tamanhos de grãos distintos, e como as características estruturais influenciam no encruamento de diferentes tipos de materiais.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Analisar a influência do ciclo térmico nas propriedades mecânicas e estruturais de materiais metálicos.

2.2 Objetivos específicos

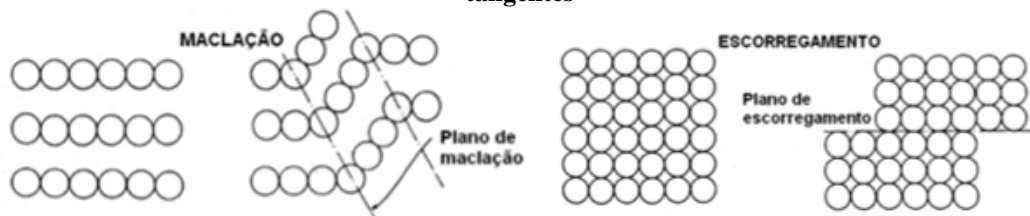
- Verificar o efeito do ciclo térmico nas características estruturais de quatro materiais metálicos distintos: aço IF e nas ligas de latão 268, alumínio 1200 e cobre 120.
- Verificar a influência do tamanho do grão nas propriedades mecânicas dos materiais metálicos estudados;
- Determinar a influência das características estruturais dos materiais metálicos estudados no grau de encruamento

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Deformação plástica nos materiais metálicos

Deformação plástica ou deformação permanente de um corpo é o processo no qual o corpo atinge a tensão limite de escoamento mediante solicitação mecânica. O escorregamento e a maclação são dois mecanismos estruturais básicos que podem estar presentes no cristal durante a deformação plástica, exemplificados na figura 3.1. Entretanto, o principal mecanismo de deformação plástica é o movimento de discordâncias (BRESCIANI et al., 2011).

Figura 3.1 – Mecanismos de deformação plástica: escorregamento e maclação – representação com esferas tangentes



Fonte: BRESCIANI et al., 2011

3.1.1 Movimentação de discordâncias

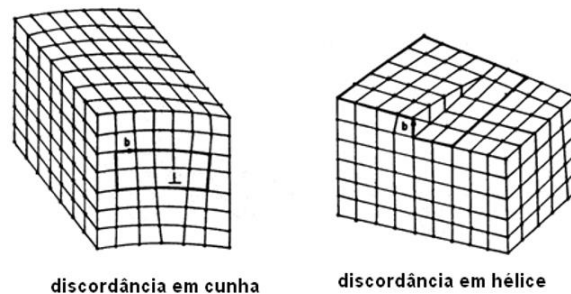
Como descrito anteriormente a deformação plástica ocorre principalmente pela movimentação de discordâncias. Uma vez que, as suposições feitas no mecanismo de escorregamento de planos atômicos tomam como verdade que os cristais são perfeitamente esféricos, o que não ocorre na prática, há uma incongruência entre os valores práticos e teóricos da força necessária ao deslocamento dos cristais. Sendo assim, em 1934, Polanyi, Orowan e Taylor propuseram uma solução para a contradição entre teoria e realidade com a postulação das discordâncias (BRESCIANI et al., 2011; DIETER, 1981; MEYERS & CHAWLA, 1982).

Foi observado na literatura que a discordância, que é um defeito em linha, exige apenas um rearranjo atômico na vizinhança da região onde se localiza, o que implica em menores valores de tensão limite de escoamento do que os observados nos cristais perfeitos. Essa menor tensão só é possível, porque há uma maior facilidade da discordância em se movimentar, resultando em um deslocamento de uma parte do cristal em relação à outra (BRESCIANI et al., 2011).

As discordâncias podem ser classificadas, em relação a sua geometria: em linha, cunha e espiral ou em hélice. Quando ocorre a colocação de mais uma fileira de átomos, que perde a

continuidade a partir de um determinado ponto no cristal o que gera uma distorção na forma do reticulado, sendo mais intensa na região limite da nova fileira de átomos, define-se a discordância em cunha. A discordância em hélice é uma distorção espacial do reticulado cristalino, na forma helicoidal, sendo visualizada como o deslocamento das duas partes de um bloco paralelepipedal semi-seccionado. Neste tipo de discordância as distorções também são mais internas na região próxima da linha de discordância. A região adjacente à linha da discordância constitui o núcleo da discordância. As geometrias, cunha e hélice, das discordâncias estão representadas na figura 3.2 (BRESCIANI et al., 2011).

Figura 3.2 – Discordância de cunha e de hélice com a representação do vetor de Burgers



Fonte: BRESCIANI et al., 2011

O vetor de Burgers (\vec{b}), representado na figura 3.2, é o vetor utilizado para representar a magnitude e a direção do deslizamento. No caso das discordâncias em cunha, o vetor de Burgers é perpendicular ao vetor da linha, enquanto para as discordâncias em hélice é paralelo. No caso das discordâncias mistas, o ângulo entre o vetor de Burgers e o vetor da linha varia entre 0° e 90° , dependendo do caráter da discordância (DIETER, 1981; MEYERS & CHAWLA, 1982).

O deslizamento corresponde ao movimento da linha de discordância no plano. A deformação plástica é o resultado da presença e da movimentação de discordâncias em torno de um cristal, em uma magnitude igual à distância interatômica (BRESCIANI et al., 2011).

Sendo assim, grandes deformações plásticas estão associadas à uma grande quantidade de discordâncias e, por isso estas são originadas ou multiplicadas durante o processo, uma vez que inicialmente, quando solicitados mecanicamente, os cristais podem não conter uma quantidade suficiente de discordâncias. Além da geração e multiplicação das discordâncias, forças opostas a essa movimentação, que podem ser originadas devido a outros defeitos cristalinos, impurezas, refino de grãos, transformações de fase, falhas de empilhamento ou

elementos de liga em solução sólida, também geram uma tensão crítica que é responsável pela deformação plástica (BRESCIANI et al., 2011; CORRÊA, 2004; REED-HILL, 1982).

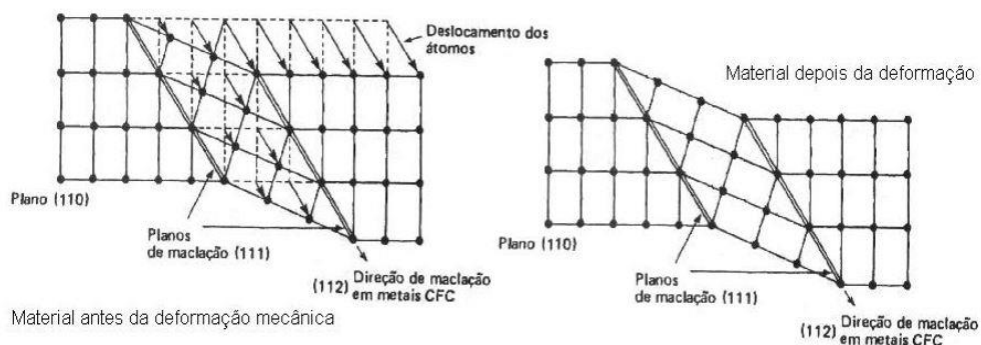
A interação entre as discordâncias também provoca um efeito de endurecimento no cristal, uma vez que ao decorrer do processo, com o aumento da densidade de discordâncias, se acentua o inter cruzamento das direções de movimentação e, neste caso a tensão necessária para provocar a deformação plástica será maior, fenômeno este denominado de encruamento (BRESCIANI et al., 2011; REED-HILL, 1982).

3.1.2 Maclação

A deformação por maclação “[...] ocorre quando uma região do cristal tem a sua orientação alterada, estando esta relacionada à orientação do restante da rede cristalina de maneira definida e simétrica” (DIETER, 1981, p.118). O plano bem definido e de elevada simetria que separa a matriz cristalina e sua imagem de espelho (região maclada), é chamado de plano de maclação (BRESCIANI et al., 2011; DIETER, 1981).

Como esquematizado na figura 3.3, ao se aplicar uma tensão cisalhante em um plano de maclação observa-se que a região à direita não sofre deformação, enquanto que, à esquerda do plano verifica-se a formação de uma rede da imagem espelhada da rede original do cristal, que mantém o mesmo reticulado, uma vez que os planos atômicos são cisalhados. Neste caso, cada átomo na região maclada se movimenta por meio de um cisalhamento homogêneo, em uma quantidade proporcional a sua distância do plano da macla (BRESCIANI et al., 2011; DIETER, 1981).

Figura 3.3 – Esquema clássico da maclação



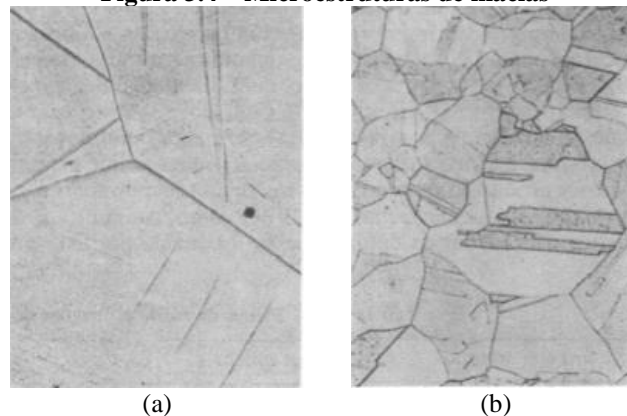
Fonte: DIETER, 1981

Ao se comparar os mecanismos básicos de deformação plástica: maclação e escorregamento, observa-se que na maclação, ao contrário do escorregamento, há uma

diferença de orientação em torno do plano da macla, os movimentos atômicos são inferiores a uma distância interatômica, ou seja, são limitados, e, na região maclada de um cristal, cada plano atômico está envolvido na deformação. Por outro lado no escorregamento, a orientação do cristal é a mesma antes e após a deformação, e ocorre segundo distâncias múltiplas do espaçamento atômico. Outra diferença é o fato de que o escorregamento é verificado em planos que são, relativamente, largamente espalhados (DIETER, 1981).

As maclas formadas por deformação mecânica são mais usuais em estruturas cristalinas CCC e HC, ocorrendo sob rápida taxa de carregamento e baixas temperaturas. Contudo, em materiais CFC, as maclas são formadas como consequência de um processo de recozimento após deformação plástica, na qual os núcleos para seu crescimento são introduzidos durante a deformação. As maclas de recozimento são geralmente mais largas e apresentam contornos mais retos em comparação com as mecânicas, as quais possuem maclas que não se estendem além do contorno de grão. As diferenças cristalográficas entre as maclas mecânicas e de recozimento podem ser observadas na figura 3.4 (DIETER, 1981).

Figura 3.4 – Microestruturas de maclas



(a) Maclas mecânicas produzidas por polimento no zinco

(b) Maclas de recozimento na liga Au-Ag

Fonte: DIETER, 1981

A maclação ocorre quando a estrutura cristalina não permite outros tipos de deformação, como por exemplo a estrutura HC que possui orientação desfavorável ao deslizamento basal. Sendo assim este mecanismo de deformação plástica não é dominante em metais que permitem muitos sistemas possíveis de deslizamento (DIETER, 1981; MEYERS & CHAWLA, 1982).

Como citado anteriormente, cada estrutura cristalina apresenta uma macla diferente, com direção e planos cristalográficos específicos para sua ocorrência. Na tabela 3.1 estão indicados os planos e as direções de maclas mais comuns (DIETER, 1981).

Tabela 3.1 – Planos e direções de macla

Estrutura cristalina	Exemplos típicos	Plano de macla	Direção de macla
CCC	α -Fe, Ta	(112)	[111]
HC	Zn, Cd, Mg, Ti	(10 $\bar{1}$ 2)	[1011]
CFC	Ag, Au, Cu	(111)	[112]

Fonte: DIETER, 1981, p.119

A tensão necessária para se iniciar a macla é maior e menos sensível à temperatura, em comparação com o deslizamento. Neste caso, a tensão para a sua propagação será menor do que a iniciadora da macla e, como a rede cristalina não precisa sofrer grandes deformações para que a configuração da macla seja possível, a deformação total por maclação é muito pequena (DIETER, 1981; MEYERS & CHAWLA, 1982).

O fator que justifica a deformação por maclação, é que esta permite mudanças de orientação no cristal e, conseqüentemente o deslizamento adicional em planos que anteriormente não seriam possíveis. Entretanto, como apenas uma parte do material irá sofrer essa modificação da estrutura cristalina, não haverá tanta influência e modificação na ductilidade do mesmo, que será maior em metais que apresentam maior número de sistemas de deslizamento (DIETER, 1981; MEYERS & CHAWLA, 1982).

3.2 Energia de falha de empilhamento (EDE)

Descontinuidades nos planos de empilhamento ou planos compactos são denominados de falhas de empilhamento. Estas apresentam uma energia, geralmente, pequena quando comparada com a de um contorno de grão comum, pois os átomos de ambos os lados da falha de empilhamento não estão nas posições que originalmente ocupariam (REED-HILL, 1982).

A energia de falha de empilhamento desempenha um importante papel na determinação do tamanho da propagação de uma discordância. Quanto maior a separação entre as discordâncias parciais, menor é a força repulsiva entre elas. Em contrapartida a energia total de superfície associada a falha de empilhamento aumenta com a distância entre as discordâncias parciais, logo as discordâncias tendem a se repelir, enquanto que a tensão superficial da falha tende a aproximá-las. A separação entre as duas parciais então representa um equilíbrio entre a energia repulsiva das discordâncias e a energia de superfície da falha (MARTINEZ, 1989; REED-HILL, 1982).

Esse fenômeno geralmente ocorre mais facilmente nos metais CFC, sendo o alumínio um representante de material com alta EDE (maior que 10^{-2}) e o cobre um material com baixa EDE (menor que 10^{-2}). Quanto mais baixa a EDE, maior é a separação entre as discordâncias parciais e mais larga a falha de empilhamento. Nestes casos o deslizamento cruzado é dificultado, pois as discordâncias têm o seu movimento restrito ao plano da falha. Por outro lado, nos materiais com alta EDE a recombinação das discordâncias parciais é feita com níveis menores de tensão, facilitando o deslizamento cruzado (DIETER, 1981; MARTINEZ; 1989; REED-HILL, 1982).

Na tabela 3.2 estão apresentados os valores de energia de falha de empilhamento para os materiais CFC em análise.

Tabela 3.2 – Valores de energia de falha de empilhamento (EDE) para os materiais C.F.C em análise

Metal	Alumínio	Cobre	Latão 70/30
EDE (ergs/cm ²)	166	78	12,5

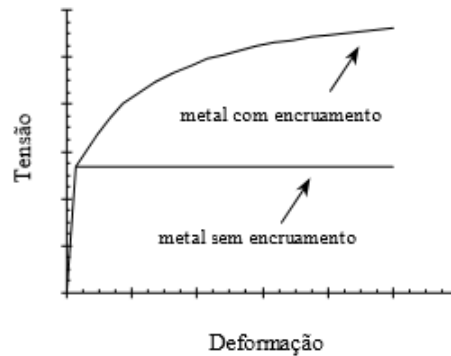
Fonte: MEYERS & CHAWLA, 2009

3.3 Encruamento

O encruamento é o endurecimento dos cristais à medida que este é deformado plasticamente, o que o torna mais resistente, sendo necessária uma maior tensão para a deformação adicional. Este fenômeno é típico do processamento à frio dos cristais, abaixo da temperatura de recristalização, sendo um dos mais importantes métodos de endurecimento de cristais (CORRÊA, 2004; MEYERS & CHAWLA, 1982). Ocorre porque com a interação das discordâncias entre si ou com outras imperfeições, ou algum outro obstáculo na estrutura, a mobilidade das discordâncias diminui ocasionando o encruamento do material (MEYERS & CHAWLA, 1982).

Uma curva tensão de cisalhamento em função da deformação tangencial (decompostos no plano e na direção de deslizamento), representada na figura 3.5, pode ser utilizada para representar o encruamento e, neste caso a inclinação da curva define a taxa de encruamento. Tradicionalmente, a curva obtida é uma parábola, onde se observa a elevação da tensão com o aumento da deformação, entretanto, devido aos diversos tipos de estrutura cristalina dos metais, verifica-se que a forma da curva é mais complexa sendo impossível caracterizar o comportamento do metal (BRESCIANI et al., 2011).

Figura 3.5 – Representação esquemática da curva tensão-deformação para materiais sem e com encruamento



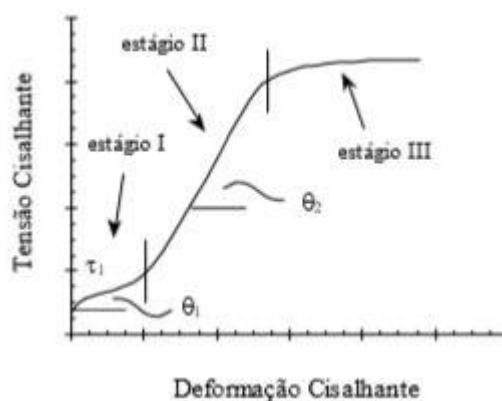
Fonte: CORRÊA, 2004

Além da estrutura cristalina do metal, a natureza química e a pureza do metal, a orientação, forma, dimensão, condições superficiais do cristal metálico e a temperatura no processo de deformação, também são fatores que influenciam o encruamento.

Este fenômeno causa diversas alterações nas propriedades físicas: condutividade elétrica, coeficiente de expansão térmica, reatividade química, entre outras, mas principalmente nas propriedades mecânicas. Ao se analisar uma curva tensão x deformação obtida em um ensaio de tração observa-se maiores limites de escoamento e de resistência mecânica, maior dureza e menor alongamento e estricção, ou seja, ao se elevar a resistência pelo encruamento a ductilidade diminui (BRESCIANI et al., 2011; CORRÊA, 2004; REED-HILL, 1982). Mudanças também ocorrem na microestrutura do metal, os grãos deformados tornam-se alongados e adquirem uma orientação preferencial de acordo com a direção do processo de conformação (BRESCIANI et al., 2011).

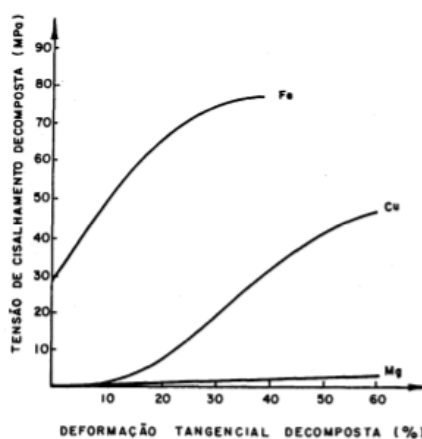
Como citado anteriormente, as estruturas cristalinas influenciam no encruamento, neste caso, cristais de estrutura CFC podem revelar três estágios na curva tensão-deformação (I- encruamento linear de pequena inclinação; II- inclinação acentuada; III- acentuada atenuação da inclinação), como representado na figura 3.6. Os cristais CFC e os CCC ao longo do processo de deformação apresentam uma gradual diminuição da declividade da curva, por outro lado os cristais de estrutura HC irão apresentar uma pequena inclinação da curva, como observado na figura 3.7 (BRESCIANI et al., 2011).

Figura 3.6 – Curva de tensão-deformação para o alumínio ilustrando os três estágios de encruamento



Fonte: CORRÊA, 2004

Figura 3.7 – Curva tensão-deformação para metais do sistema CCC (Fe), CFC (Cu) e HC (Mg)



Fonte: BRESCIANI et al., 2011

Nos materiais CFC, o estágio I representa a região de deslizamento fácil que se inicia com a tensão cisalhante crítica, (ponto no qual se verifica o aparecimento da deformação plástica) e o seu valor está associado à resistência à movimentação das discordâncias no sistema de deslizamento e, “[...] nesta fase a acentuada multiplicação de discordâncias e expansão e penetração das mesmas em regiões do cristal ainda relativamente livres parecem ser os mecanismos subestruturais predominantes” (CORRÊA, 2004, p. 5). Contudo, a presença de impurezas, a mudança na orientação do cristal e o aumento da temperatura podem eliminar esta região da curva (CORRÊA, 2004; MEYERS & CHAWLA, 1982).

Na região de transição entre os estágios I e II, se observa a ativação de sistemas de deslizamento secundários e a ocorrência de uma distribuição praticamente uniforme de discordâncias, ao longo do cristal. O estágio II, região de encruamento linear, apresenta como principais características a relação linear entre tensão e deformação e a elevada taxa de encruamento, que ocorre devido ao aumento do número de fontes geradoras de discordâncias

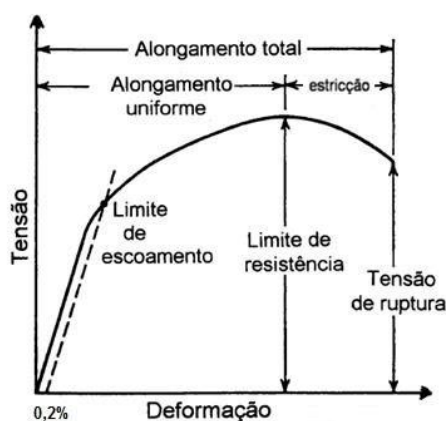
e, conseqüentemente o aumento da densidade das mesmas (CORRÊA, 2004; MEYERS & CHAWLA, 1982).

O estágio III, região de encruamento parabólico, apresenta o decréscimo contínuo da taxa de encruamento, que se deve ao processo de recuperação dinâmica, no qual as discordâncias próximas as barreiras são capazes de circundá-las (deslizamento cruzado) ou discordâncias de sinais opostos se anulam, além do processo de escalagem, no qual acontece devido a um movimento não conservativo das discordâncias para fora do plano de deslizamento, ocorrendo por geração ou absorção de defeitos pontuais. Assim como no estágio I, a temperatura e a taxa de deformação afetam o encruamento nesta região (CORRÊA, 2004; MEYERS & CHAWLA, 1982; SOUZA, 1982).

3.4 Expoente de encruamento

O encruamento, como anteriormente destacado, é o fenômeno que eleva a resistência mecânica dos materiais e, por este motivo, pode ser avaliado em um ensaio de tração no qual se obtém uma curva de engenharia tensão-deformação, representada na figura 3.8. Nesta curva, parâmetros que sofrem alterações com o encruamento e que determinam a resistência, como limite de escoamento e resistência a tração, e determinam a ductilidade, como alongamento percentual e redução de área, são definidos (DIETER, 1981).

Figura 3.8 – Curva tensão-deformação de engenharia



Fonte: DIETER, 1981

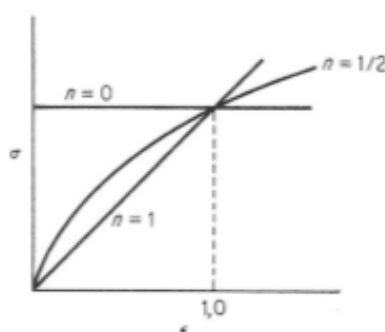
Ao se observar a curva tensão x deformação verifica-se que na região elástica a tensão é linearmente proporcional à deformação. Quando a tensão aplicada ultrapassa o valor de limite de escoamento, o corpo de prova sofre deformação plástica. A partir deste ponto a tensão para

produzir deformação plástica se torna cada vez maior, indicando o encruamento do material. (DIETER, 1981).

Na região de deformação plástica uniforme é possível expressar a curva de escoamento por uma curva exponencial, figura 3.9, conforme a equação 3.1, onde K é o coeficiente de resistência e o n é o parâmetro ou expoente de encruamento (BRESCIANI et al., 2011; DIETER, 1981).

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (3.1)$$

Figura 3.9 – Representação esquemática distinta da curva potencial $\sigma=K \cdot \varepsilon^n$



Fonte: DIETER, 1981

É relatado na literatura (PARUZ & EDMONDS, 1989) que o expoente de encruamento não é constante nos três estágios presentes na curva tensão-deformação e que este varia linearmente com o log da deformação, apresentando valores entre $n=0$ (sólido perfeitamente plástico) até $n=1$ (sólido elástico), porém a maioria dos metais apresenta valores de n variando entre 0,10 e 0,50, conforme representado na tabela 3.3 (DIETER, 1981; NOURI et. al, 2010).

Tabela 3.3 – Valores de n e K para metais à temperatura ambiente

Metal	Condição	n	K (kg/mm ²)
Aço 0,05% de C	Recozido	0,26	54,1
Aço SAE 4340	Recozido	0,15	65,4
Aço 0,6% de C	Temperado e revenido a 538°C	0,10	160
Aço 0,6% de C	Temperado e revenido a 704°C	0,19	125
Cobre	Recozido	0,54	33
Latão	Recozido	0,49	92

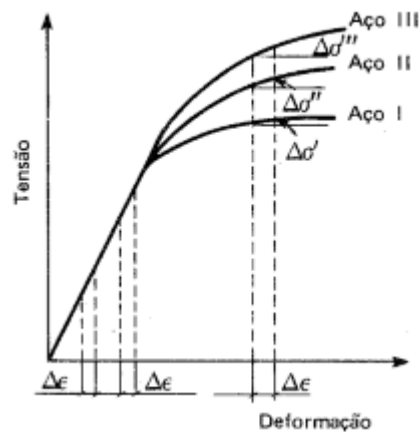
Fonte: DIETER, 1981, p.291

A presença do fenômeno do encruamento não permite que ocorra a interrupção do ensaio de tração após se atingir o limite de escoamento, pois as propriedades mecânicas são

alteradas, e, no caso, quanto maior o tempo de interrupção maior o escoamento do metal (SOUZA, 1982).

“O grau de escoamento de um metal determina a forma de sua curva do diagrama tensão-deformação correspondente na zona plástica” (SOUZA, 1982, p. 34). Na zona elástica com o aumento da tensão há um acréscimo igual da deformação, já na zona plástica um aumento de deformação gera um aumento diferente de tensão (figura 3.10) à medida que ocorre o encruamento, o que determina os diferentes expoentes de encruamento (n) (SOUZA, 1982).

Figura 3.10 – Variação do aumento de tensão para um mesmo aumento de deformação na zona plástica, para três aços diferentes, devido ao encruamento distinto para cada aço



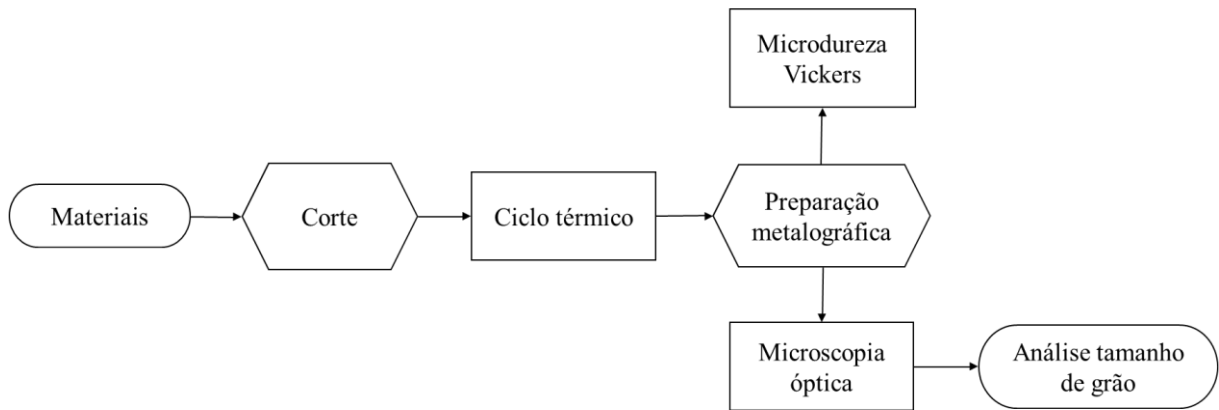
Fonte: SOUZA, 1982

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Descrição geral do trabalho

O trabalho foi desenvolvido em duas partes. Na 1ª parte (figura 4.1), com uma parcela dos materiais, realizou-se o corte dos mesmos, seguido do ciclo térmico e por fim a preparação metalográfica para a realização da microdureza Vickers e da microscopia óptica, cujo foco foi analisar a microestrutura/tamanho de grão dos materiais.

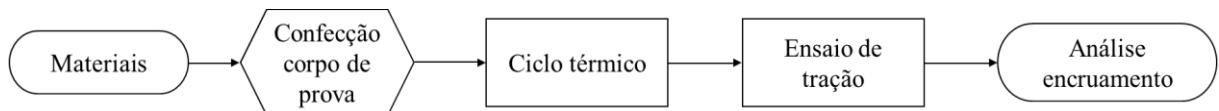
Figura 4.1 – Fluxograma da descrição da 1ª parte do desenvolvimento do trabalho



Fonte: Próprio autor

Na 2ª parte (figura 4.2), com outra parcela dos materiais, confeccionaram-se corpos de prova de tração, que foram submetidos aos ciclos térmicos distintos e finalmente a realização do ensaio de tração com o objetivo de avaliar as propriedades mecânicas, principalmente o encruamento, dos materiais estudados.

Figura 4.2 – Fluxograma da descrição da 1ª parte do desenvolvimento do trabalho



Fonte: Próprio autor

4.2 Materiais

Para analisar o encruamento optou-se por ligas metálicas que apresentam estruturas distintas, para que o estudo realizado tivesse um caráter comparativo, sendo assim os materiais escolhidos foram: liga de cobre, latão, liga de alumínio e aço IF (*interstitial free*).

4.2.1 Aço IF

O aço IF possui este nome por não possuir elementos intersticiais na sua matriz ferrítica, sendo definidos como aços de baixo teor de carbono e nitrogênio. Estes são retirados da solução sólida pela adição de elementos formadores de carbetos e nitretos, sendo os mais comuns o titânio e o nióbio (FIETO, 2013).

Este tipo de aço apresenta uma alta conformabilidade, que está relacionada com a sua baixa resistência mecânica, o que implica em menores valores de limite de escoamento e resistência e, conseqüente maiores valores de alongamento (DIAS et al., 2012).

A composição química do aço IF utilizado no trabalho, foi determinada a partir de análise química, e está descrita na tabela 4.1. O material foi adquirido na forma de chapa com espessura de 0,7 mm.

Tabela 4.1 – Composição química do aço IF utilizado no trabalho

Elemento	Fe	C	Ti	Ni	Al	Mn	P	Cu	Outros elementos
%Peso	99,4	0,02	0,03	0,01	0,2	0,09	0,03	0,02	0,19

Fonte: Próprio autor

4.2.2 Latão

O latão apresenta uma baixa EDE, sendo que esta decresce com o aumento do teor de zinco, o que está de acordo com o fato do latão-alfa formar maior número de maclas de recozimento do que o cobre (DIETER, 1981).

O latão utilizado foi o latão 268, cuja composição química está descrita na tabela 4.2. O material foi adquirido na forma de fita com espessura de 0,4 mm.

Tabela 4.2 – Composição química do latão 268 utilizado no trabalho

Elemento	Cu	Pb	Fe	Zn
%Peso	64,0000	0,0000	0,0000	Resto
	68,5000	0,1500	0,0500	

Fonte: ELUMA,2019.

4.2.3 Cobre

O cobre e suas ligas são um dos maiores grupos de metais aplicados comercialmente, sendo amplamente utilizados devido a sua excelente condutividade térmica e elétrica, excepcional resistência à corrosão, facilidade de fabricação e uma boa resistência a fadiga (ASM INTERNATIONAL, 1990).

O cobre apresenta estrutura cristalina CFC, possuindo baixa energia de falha de empilhamento e os aspectos subestruturais associados à distribuição homogênea de discordâncias. Apresenta EDE na ordem de 0,040-0,085 J/m² (CORRÊA, 2004).

A liga de cobre utilizada foi o cobre 120, cuja composição química está descrita na tabela 4.3, sendo adquirido na forma de chapa com espessura de 0,4 mm.

Tabela 4.3 – Composição química do cobre 120 utilizado no trabalho

Elemento	Cu	P
%Peso	Resto	0,0040
		0,0120

Fonte: ELUMA, 2019.

4.2.4 Alumínio

O alumínio é um dos metais mais leves ($\rho = 2,70\text{g/cm}^3$), é dúctil, tenaz, maleável, um bom condutor de calor e eletricidade sendo, portanto, utilizado na indústria aeronáutica. Além disso, na presença do ar cobre-se de uma fina camada de óxido de alumínio que o protege contra a corrosão (YOSHIDA, 1974).

O alumínio apresenta estrutura CFC com alta energia de falha de empilhamento (0,200-0,238 J/m²), o que o confere alta ocorrência de deslizamento cruzado, resultando em uma distribuição heterogênea de discordâncias (CORRÊA, 2004).

A liga de alumínio utilizada foi o Al 1200 H14, cuja composição química está descrita na tabela 4.4. O material foi adquirido na forma de chapa com espessura de 0,4 mm

Tabela 4.4 – Composição química do alumínio 1200 H14 utilizado no trabalho

Elemento	Al	Si + Fe	Cu	Mg	Mn	Zn
%Peso	99,00	0,80	0,00	0,00	0,00	0,00
	100,00	1,00	0,16	0,05	0,06	0,10

Fonte: Companhia Brasileira de Alumínio, 2019

4.3 Processamento térmico

Anterior ao ciclo térmico, as amostras em sua condição inicial foram cortadas utilizando Guilhotina Newton (Modelo TM 10) em chapas com dimensão de 100 x 13 mm, aproximadamente.

Diferentes parâmetros de ciclo térmico foram propostos, para que se pudesse verificar o efeito do tamanho de grão no encruamento dos materiais. Os ensaios foram realizados no forno Magnus com controlador de temperatura Novus N1040, e as temperaturas e tempos de encharque utilizados foram definidos mediante consulta bibliográfica (ASM INTERNATIONAL, 1991). Na tabela 4.5 podem ser observados os parâmetros utilizados.

Tabela 4.5 – Parâmetros utilizados nos ciclos térmicos dos materiais

Material	Temperatura (°C)	Tempo de encharque (min)	Resfriamento
Aço IF	950	10	Ar
		60	
		180	Forno
Latão 268	650	10	Ar
		60	
		180	Forno
Cobre 120	550	10	Ar
		60	
		180	Forno
Alumínio 1200	400	10	Ar
		60	
		180	Forno

Fonte: Próprio autor

4.4 Caracterização microestrutural dos materiais

Após o ciclo térmico dos materiais, realizou-se a preparação metalográfica para se obter informações microestruturais dos materiais.

Inicialmente as amostras foram cortadas se utilizando uma máquina de corte Arotec modelo COR 80/2, embutidas à frio com o líquido acrílico auto polimerizável, lixadas em lixas de granulometria 120, 240, 320, 400 e 600 mesh, sequencialmente. Após o lixamento, as amostras seguiram para a etapa de polimento com pasta de diamante, em panos para polimento de granulometria de 3 μ m e 1 μ m. Para a revelação das amostras realizou-se o ataque químico conforme descrito na tabela 4.6

Tabela 4.6 – Reagentes utilizados no ataque químico para revelação microestrutural dos materiais

Material	Reagente utilizado	Composição
Aço IF	Nital 5%	5 mL de ácido nítrico P.A. 95 mL de álcool etílico
Latão 268	Cobre/Di cobre	65 mL de ácido sulfúrico P.A 16 g de dicromato de potássio 3 g de cloreto de sódio 800 mL de água destilada
Cobre 120		
Alumínio 1200	Ácido fluorídrico 0,5 %	0,5 mL de ácido fluorídrico P.A. 99,5 mL de água destilada
	Keller	0,5 mL de ácido fluorídrico P.A. 1,5 mL de ácido clorídrico P.A. 2,5 mL de ácido nítrico P.A. 95,5 mL de água destilada

Fonte: Próprio autor

Após o ataque químico as amostras foram analisadas por microscopia óptica, utilizando o microscópio metalográfico (Modelo IM 713 – Marca: Kontrol), nas ampliações de 100x, 200x e 400x.

4.4.1 Análise do tamanho de grão

Dos diversos métodos existentes para a determinação do tamanho do grão optou-se por utilizar o método de Heyn (ou processo de intercepto) conforme descrito na NBR 11568 (1990). O método consiste em contar quantos grãos serão interceptados por um seguimento de reta,

sendo a contagem feita entre 3 a 5 segmentos diferentes para que o valor do tamanho de grão seja uma média aritmética das medições (ABNT, 1990).

O método de interceptação foi escolhido para a determinação do tamanho de grão, pois conforme descrito na ASTM E112-13 (2013), este apresenta uma maior precisão que o método planimétrico. Vale ressaltar que a precisão é uma função do número de grãos interceptados, sendo assim as normas, ABNT e ASTM recomendam que se escolha uma área em que se intercepte no mínimo 50 grãos, para tal se pode optar por um segmento de reta longo ou uma ampliação menor das imagens (ABNT, 1990; ASTM, 2013).

As imagens obtidas na microscopia óptica foram medidas pelo método de Heyn com o auxílio do software ImageJ, a qual se escolheu uma ampliação de 100X para uma melhor resolução dos resultados, conforme explicado acima.

4.5 Microdureza Vickers

O ensaio consiste na medida da dureza por penetração. É utilizado um penetrador, de diamante, em formato de pirâmide com base quadrada e com um ângulo de 136° entre suas faces opostas. (SOUZA, 1982).

O valor de dureza Vickers é obtido pela medida das diagonais deixadas na superfície do material após a retirada da força aplicada no ensaio. Conforme a equação 4.1 é possível relacionar a força aplicada e a área da superfície de indentação para se obter o valor de dureza em N/mm² (ISO, 2005).

$$HV = K \cdot \frac{F}{\text{superfície da área de indentação}} = 0,102 \cdot \frac{2 \cdot F \sin \frac{136}{2}}{d^2} \approx 0,1891 \frac{F}{d^2} \quad (4.1)$$

Sendo:

HV = dureza Vickers;

K= constante = 0,102 ≈ 1/9,80665, sendo 9,80665 o fator de conversão de kgf para Newton;

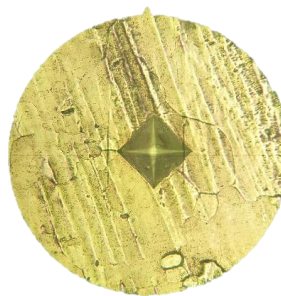
d= média aritmética das diagonais em mm

O ensaio foi realizado, em duplicata, se utilizando um microdurômetro da marca Shimadzu modelo HMV-2T, com penetrador Vickers. As amostras foram preparadas da mesma maneira que para a análise microestrutural e os parâmetros utilizados estão representados na tabela 4.7. Vale ressaltar que a carga aplicada foi selecionada de maneira a se obter impressões

regulares, sem deformação e de tamanho compatível para a medida de suas dimensões, uma vez que esta não interfere na medida da dureza (SOUZA, 1982).

Na figura 4.3 está representada a indentação realizada no latão para a medida da microdureza Vickers.

Figura 4.3 – Indentação feita para medida da microdureza Vickers para o latão



Fonte: Próprio autor

Tabela 4.7 – Parâmetros utilizados no ensaio de microdureza Vickers

Material	Carga aplicada (Kgf)	Tempo (s)	Nº de medições	Fator de ampliação
Aço IF	0,5	15	10	400x
Latão 268	0,5			
Cobre 120	0,3			
Alumínio 1200	0,1			

Fonte: Próprio autor

4.6 Ensaio de tração

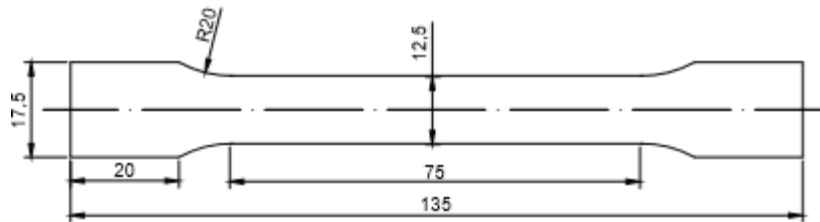
Por ser de fácil reprodutibilidade e execução o ensaio de tração é um dos métodos mais utilizados na caracterização mecânica de materiais (SOUZA,1982). Além disso, este ensaio é ideal para a determinação do encruamento, pois na curva tensão x deformação obtida no ensaio é possível visualizar o aumento do limite de escoamento, resistência à tração e dureza, decréscimo do alongamento e a ocorrência de estrição (SOUZA, 1982; BRESCIANI et al., 2011).

O ensaio consiste na aplicação de uma tensão uniaxial em um corpo de prova de dimensões padronizadas, ocorrendo uma deformação uniforme distribuídas ao longo do comprimento do corpo de prova, até que se alcance uma carga máxima que ocasione na ruptura do material, ou seja se atinja o ponto de ruptura (SOUZA,1982).

4.6.1 Preparação dos corpos de prova

A partir das amostras em suas condições iniciais, foi realizado o corte para a confecção dos corpos de prova de acordo com as dimensões estipuladas pela norma ASTM E8/E8M-09 (2010) e que estão representadas abaixo na figura 4.4.

Figura 4.4 – Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração (em mm)



Fonte: Próprio autor

Após o corte, os corpos de prova foram submetidos ao ciclo térmico, conforme descrito na tabela 4.8, as condições escolhidas foram determinadas com base nos ensaios de microdureza Vickers e na análise de tamanho de grão. Ao término do ciclo térmico foram lixados para retirada dos óxidos formados, adquirindo a aparência conforme apresentado na figura 4.5, para a realização do ensaio de tração.

Tabela 4.8 – Parâmetros utilizados nos ciclos térmicos dos corpos de prova de tração

Material	Temperatura (°C)	Tempo de encharque (min)	Resfriamento
Aço IF	950	10	Ar
		180	Forno
Latão 268	650	10	Ar
		180	Forno
Cobre 120	550	10	Ar
		180	Forno
Alumínio 1200	400	10	Ar
		180	Forno

Fonte: Próprio autor

Figura 4.5 – Corpo de prova após preparação para o ensaio de tração



Fonte: Próprio autor

4.6.2 Procedimentos

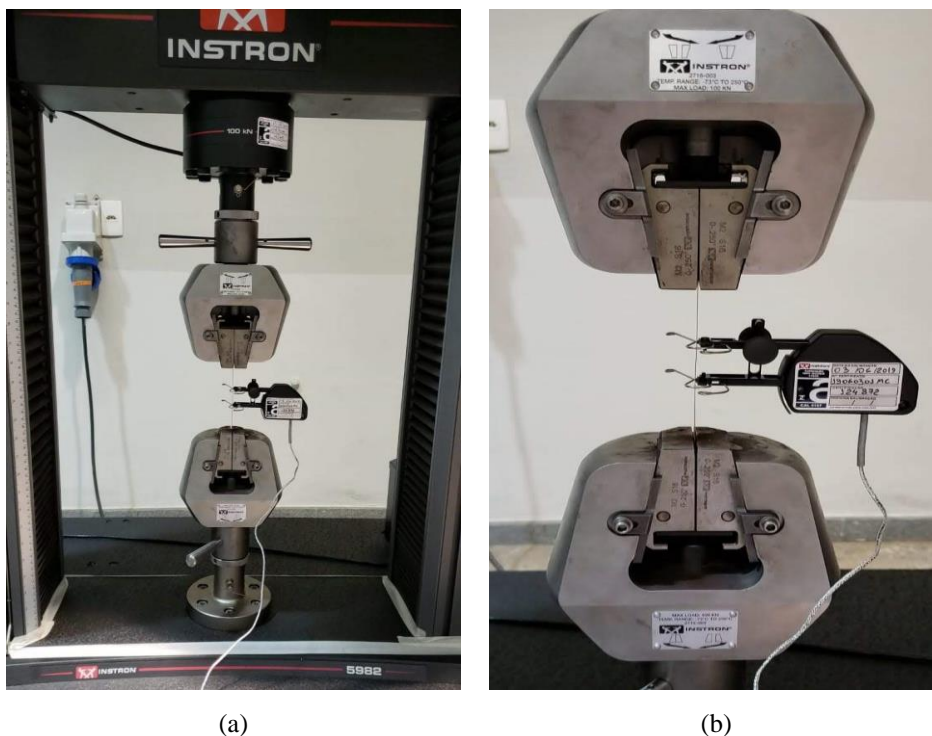
O ensaio foi realizado em uma máquina universal de ensaios Instron modelo 5982, utilizando um extensômetro Instron 2630-106 com base de medida de 25 mm (figura 4.6), e um sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 3.

Os testes foram realizados em duplicata para cada condição de ciclo térmico, empregando uma velocidade de 4,5 mm/min e uma taxa de deformação inicial de 10^{-3} s^{-1} . O procedimento foi conduzido de acordo com a ASTM E8/E8M-09 (2010), que determina a realização do ensaio até a ruptura das amostras.

Com base nos dados obtidos no ensaio foi possível gerar uma curva tensão real x deformação real, que permitiu a determinação das propriedades mecânicas do material: LE (limite de escoamento), LRT (limite de resistência à tração) e o AU% (alongamento uniforme percentual). Com base na região de deformação plástica uniforme foi possível expressar a curva de escoamento por uma curva exponencial e ao se aplicar a equação 4.2, onde K é o coeficiente de resistência, calculou-se o expoente de encruamento (n) (BRESCIANI et al., 2011; DIETER, 1981).

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (4.2)$$

Figura 4.6 – Máquina universal de ensaio Instron Modelo 5982



(a) Vista geral do equipamento (b) Detalhe do extensômetro acoplado ao corpo de prova

Fonte: Próprio autor

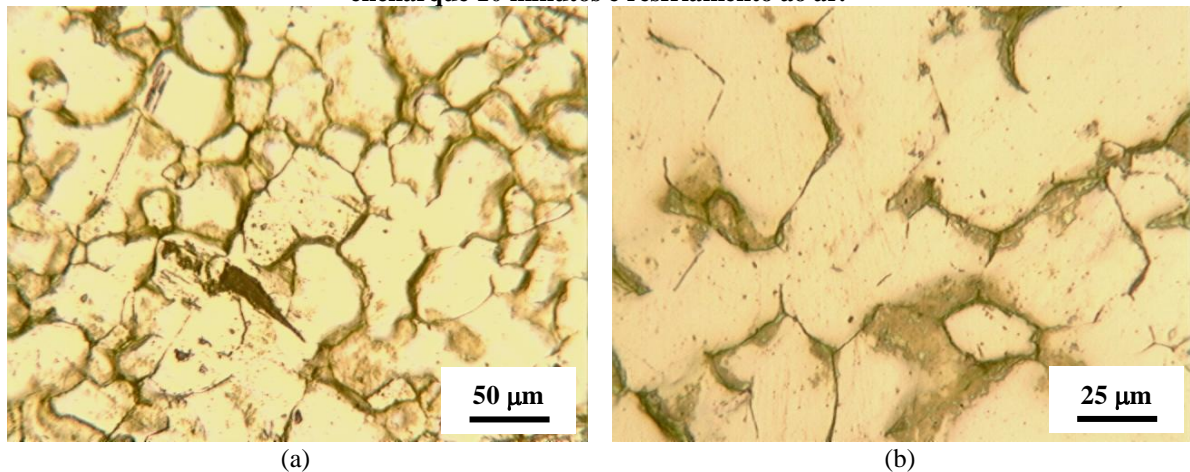
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Caracterização microestrutural dos materiais

5.1.1 Aço IF

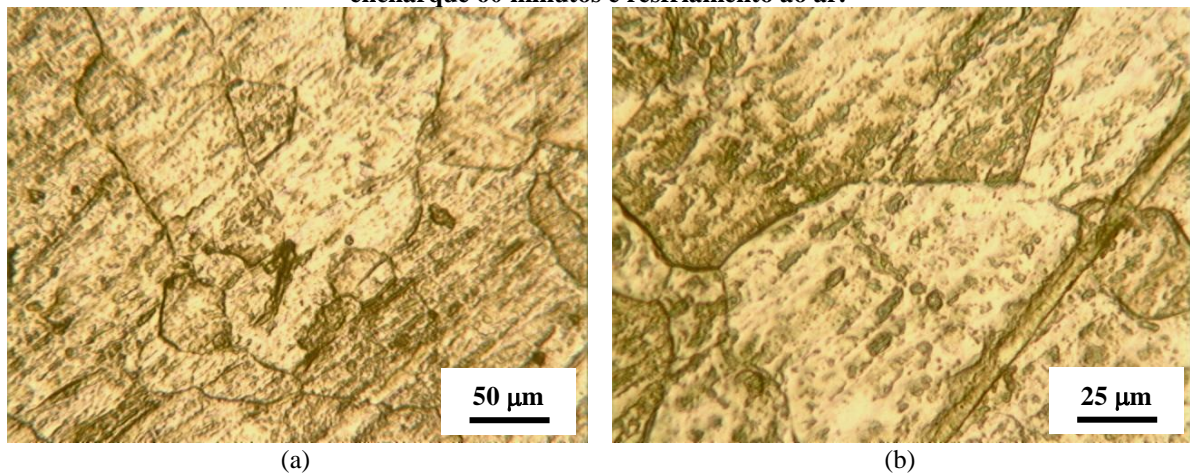
Nas figuras 5.1 a 5.3 são mostradas as imagens obtidas por microscopia óptica para o aço IF submetido aos tratamentos envolvendo aquecimento a 950°C / encharque por 10 minutos / resfriamento ao ar, aquecimento a 950°C / encharque por 60 minutos / resfriamento ao ar e aquecimento a 950°C / encharque por 180 minutos / resfriamento no forno, respectivamente.

Figura 5.1 – Micrografias (MO) do aço IF submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 950°C, encharque 10 minutos e resfriamento ao ar.



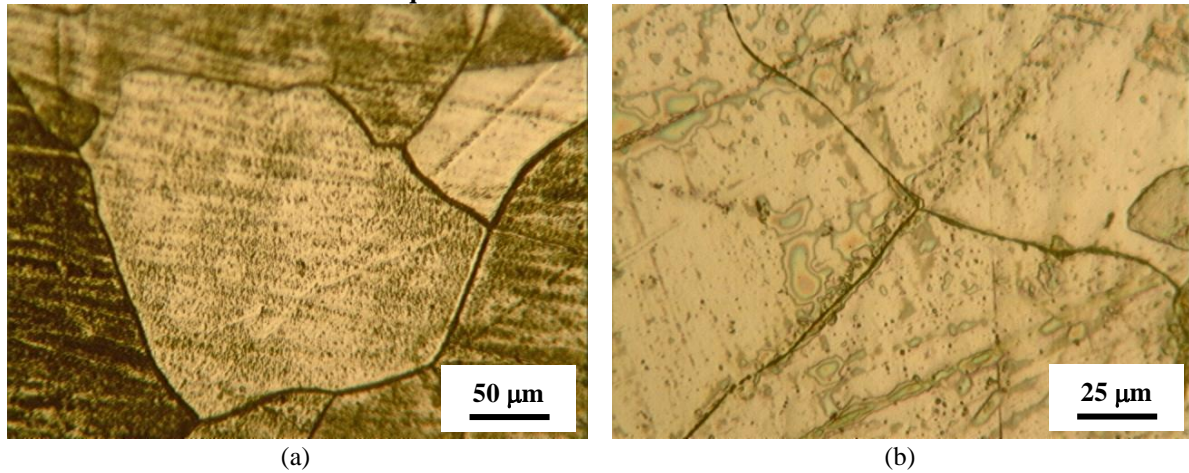
(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.2 – Micrografias (MO) do aço IF submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 950°C, encharque 60 minutos e resfriamento ao ar.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Próprio autor

Figura 5.3 – Micrografias (MO) do aço IF submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 950°C, encharque 180 minutos e resfriamento no forno.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Próprio autor.

Se observou nas micrografias do aço IF a formação da fase ferrita com duas colorações distintas: uma clara e outra escura, provavelmente devido a diferença de orientação cristalográfica dos grãos. Ao se analisar a curva TTT (tempo-temperatura-transformação) para um aço de teor de carbono extra baixo no qual o aço IF se enquadra, se observa a formação de austenita para ferrita, sem formação de cementita. (COLPAERT, 2008).

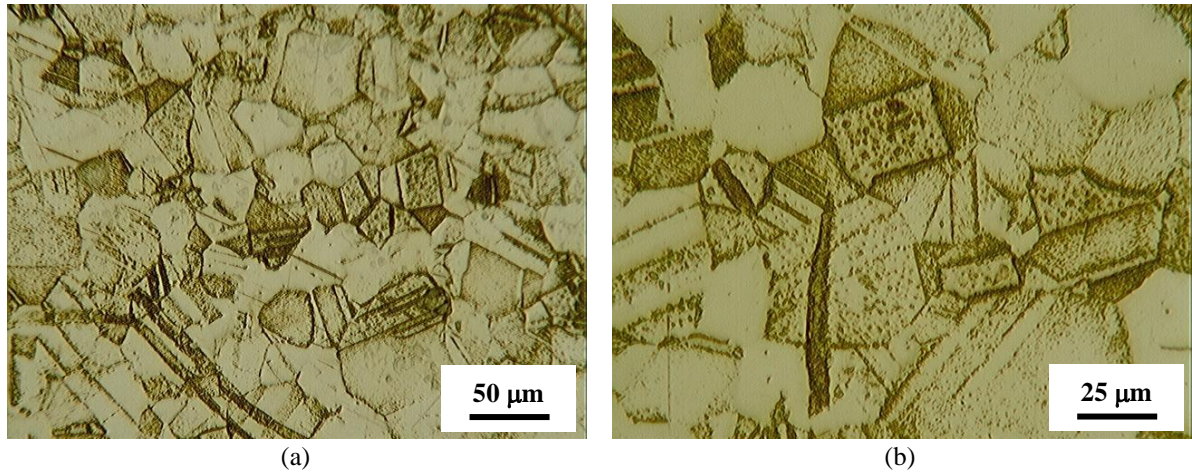
Uma vez que o tamanho do grão e a fração de fase transformada são funções do tempo, observa que na amostra de 180 min se obteve grãos maiores e com maior quantidade de ferrita formada, enquanto que na amostra de 60 min os grãos formados são menores (COLPAERT, 2008). Resultados semelhantes foram encontrados por Dias et al. (2012), que analisou a textura e o comportamento mecânico de aços IF estabilizados por Ti e Nb-Ti.

No caso da amostra de tempo de encharque de 10 min é possível observar uma topografia mais acidentada, em função da grande energia armazenada dentro dos grãos, proveniente do processamento mecânico anterior do material, o que dificulta a observação do contorno de grão pelo ataque químico (COLPAERT, 2008).

5.1.2 Latão

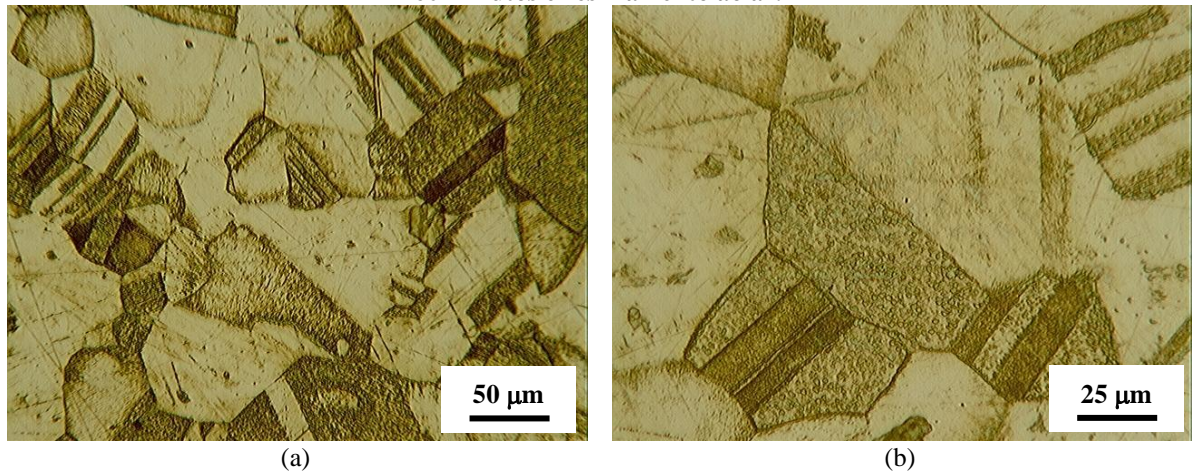
Nas figuras 5.4 a 5.6 são mostradas as imagens obtidas por microscopia óptica para o latão submetido aos tratamentos envolvendo aquecimento a 650°C / encharque por 10 minutos / resfriamento ao ar, aquecimento a 650°C / encharque por 60 minutos / resfriamento ao ar e aquecimento a 650°C / encharque por 180 minutos / resfriamento no forno, respectivamente.

Figura 5.4 – Micrografias (MO) do latão submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 650°C, encharque 10 minutos e resfriamento ao ar.



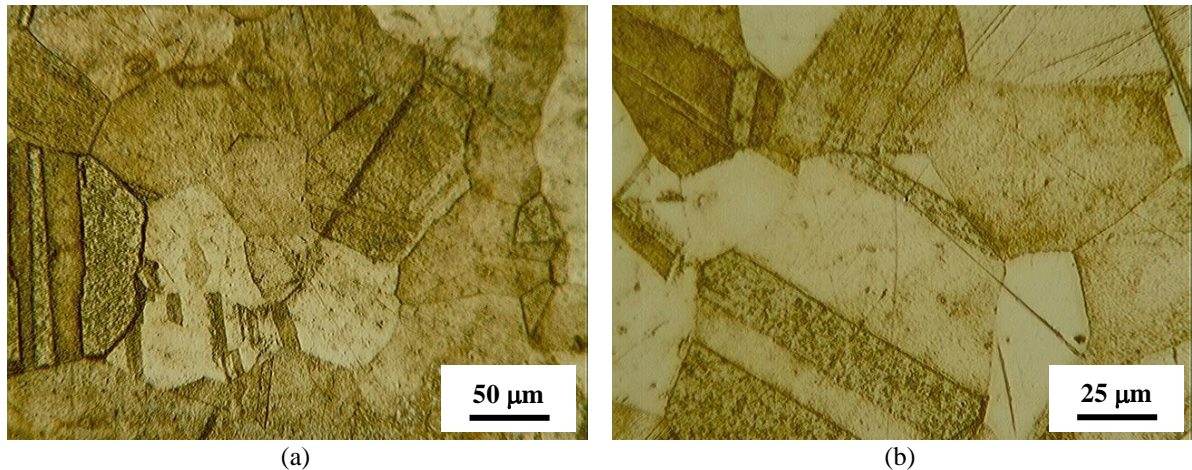
(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.5 – Micrografias (MO) do latão submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 650°C, encharque 60 minutos e resfriamento ao ar.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.6 – Micrografias (MO) do latão submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 650°C, encharque 180 minutos e resfriamento no forno.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Próprio autor.

Ao se analisar o diagrama Cu-Zn/latões comuns levando-se em consideração as características da amostra (teor de Zn) e temperatura de processamento térmico (650°C) observa-se a formação de duas fases: uma de coloração clara e outra escura, conforme descrito na literatura (COUTINHO,1980).

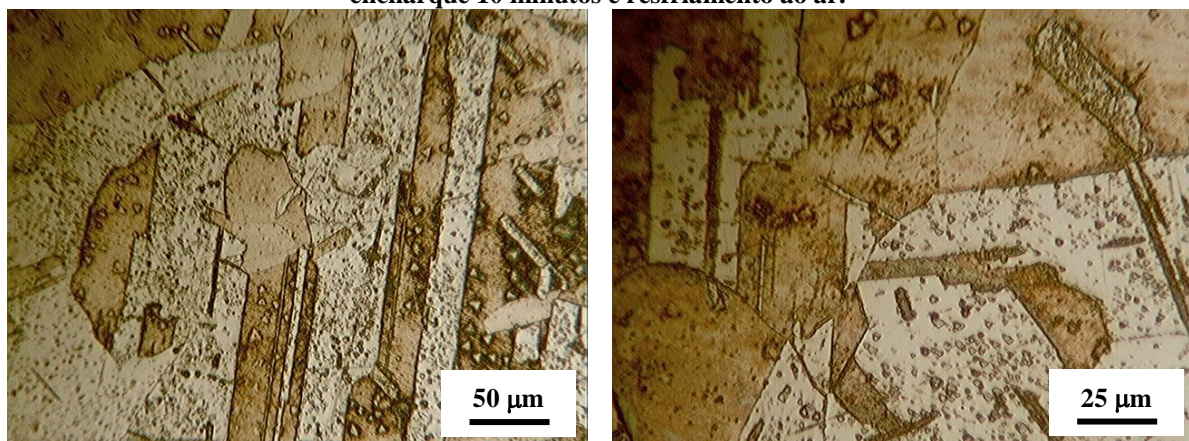
Além das fases também é possível observar nas micrografias as maclas de recozimento, aspecto microestrutural típico de um material com estrutura CFC e baixa EDE e, que permitem que o mesmo se deforme em planos que anteriormente não seriam possíveis. (DIETER, 1981). Em adição a esses aspectos microestruturais, nota-se a presença de eventuais riscos e pites associados ao processo de preparação das amostras.

Verificou-se também o efeito do ciclo térmico no tamanho dos grãos formados. As amostras com maior tempo de encharque (180 min), apresentaram grãos maiores, uma menor quantidade de maclas de recozimento. Já as amostras com menor tempo (10 min) apresentaram grãos menores com uma maior quantidade de maclas de recozimento, sendo uma microestrutura mais homogênea. Resultados semelhantes foram encontrados por Konkova et al. (2016), que avaliou o efeito do recozimento no crescimento de grãos criogênicos.

5.1.3 Cobre

Nas figuras 5.7 a 5.9 são mostradas as imagens obtidas por microscopia óptica para o cobre submetido aos tratamentos envolvendo aquecimento a 550°C / encharque por 10 minutos / resfriamento ao ar, aquecimento a 550°C / encharque por 60 minutos / resfriamento ao ar e aquecimento a 550°C / encharque por 180 minutos / resfriamento no forno, respectivamente.

Figura 5.7 – Micrografias (MO) do cobre submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 950°C, encharque 10 minutos e resfriamento ao ar.



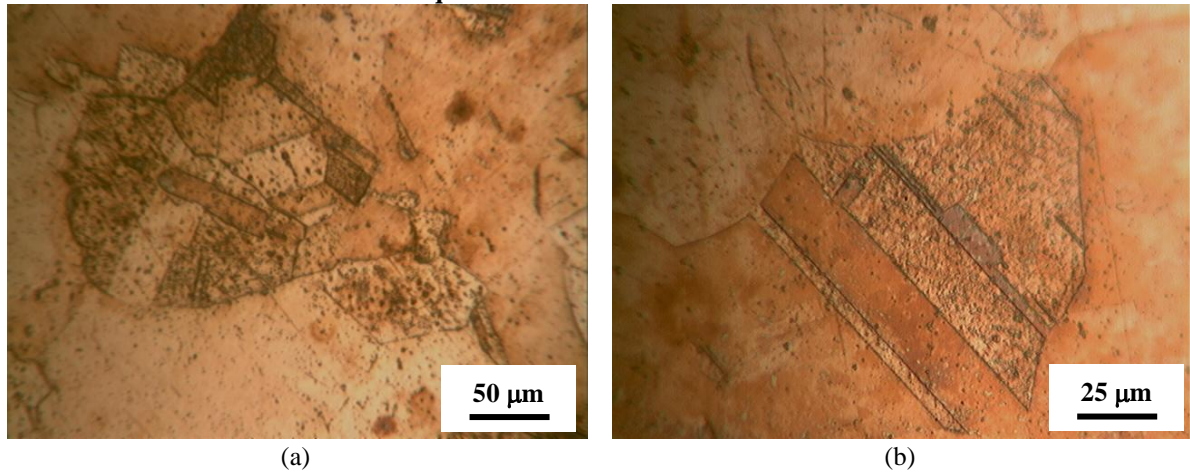
(a)

(b)

(a) e (b) ampliações distintas.

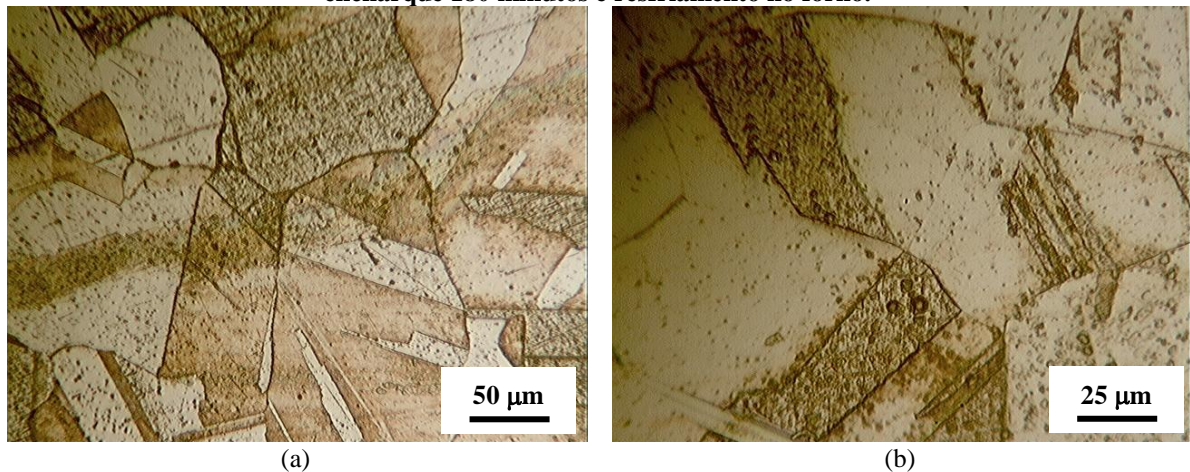
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.8 – Micrografias (MO) do cobre submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 550°C, encharque 60 minutos e resfriamento ao ar.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.9 – Micrografias (MO) do cobre submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 550°C, encharque 180 minutos e resfriamento no forno.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Próprio autor.

De maneira geral, podem ser verificados os grãos e contornos de grãos e as maclas de recozimento. Em adição a esses aspectos microestruturais, nota-se a presença de eventuais riscos e pites associados ao processo de preparação das amostras. Observa-se de forma qualitativa que o tamanho dos grãos das amostras aumentou com o tempo de encharque e com a diminuição da taxa de resfriamento no ciclo térmico.

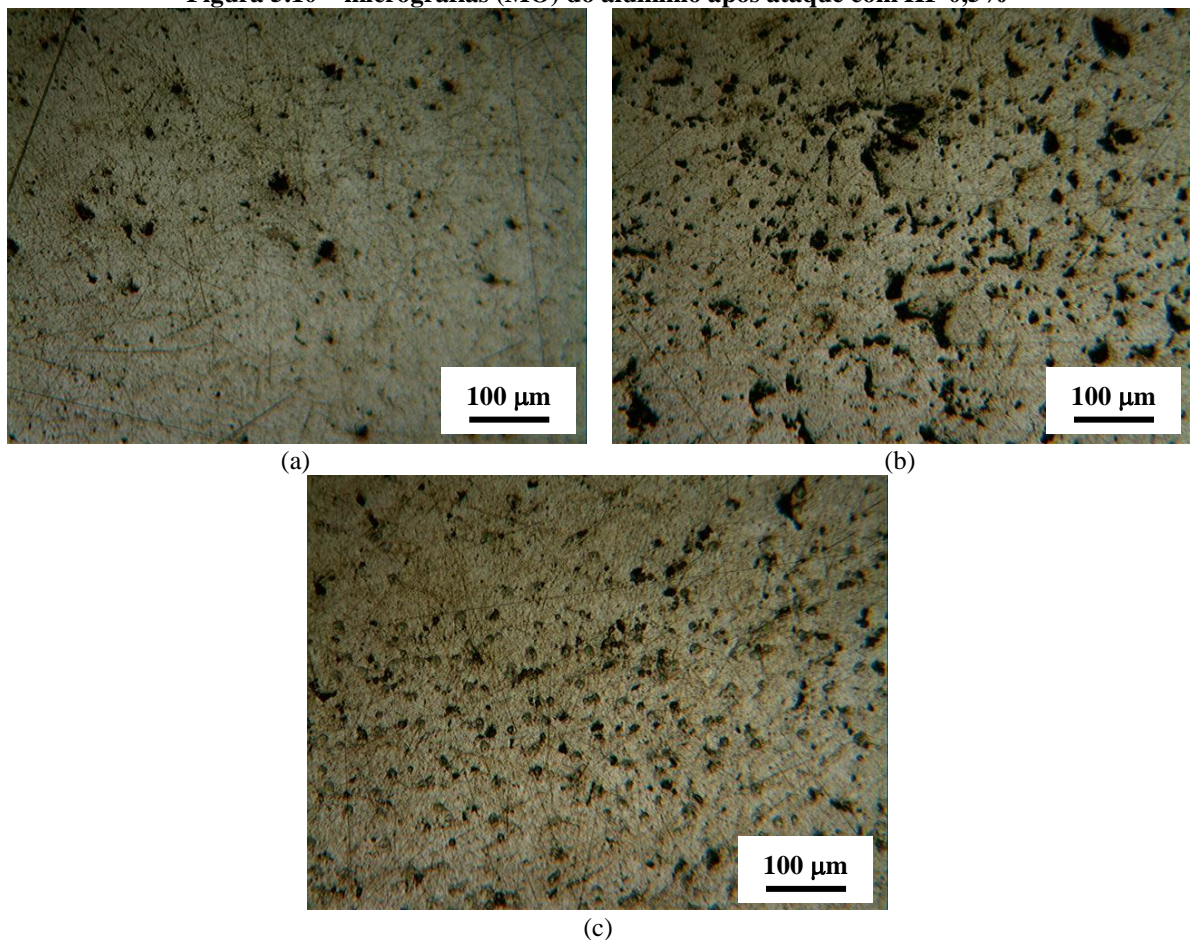
Em relação à presença de maclas, menciona-se que esse aspecto microestrutural é típico de um material com estrutura cristalina cúbica de faces centradas (DIETER, 1981). Além dessas características microestruturais citadas, também se observa alguns precipitados de coloração azul-clara, certamente óxido cuproso, estando presentes em maior quantidade na amostra de 10 min, resfriada ao ar. Microestruturas semelhantes foram relatadas por Corrêa (2004) e Coutinho (1980).

Como esperado as amostras com maior de tempo de recozimento (180 min de encharque) apresentaram grãos maiores em comparação com as amostras de menor tempo (10 min e 60 min), entretanto a diferença não foi tão significativa quanto observado nas micrografias do latão.

5.1.4 Alumínio

Na figura 5.10 são mostradas as imagens obtidas por microscopia óptica para o alumínio submetido aos tratamentos envolvendo aquecimento a 400°C / encharque por 10 minutos / resfriamento ao ar; aquecimento a 400°C / encharque por 60 minutos / resfriamento ao ar e aquecimento a 400°C / encharque por 180 minutos / resfriamento no forno, após ataque com HF 0,5%, respectivamente.

Figura 5.10 – micrografias (MO) do alumínio após ataque com HF 0,5%



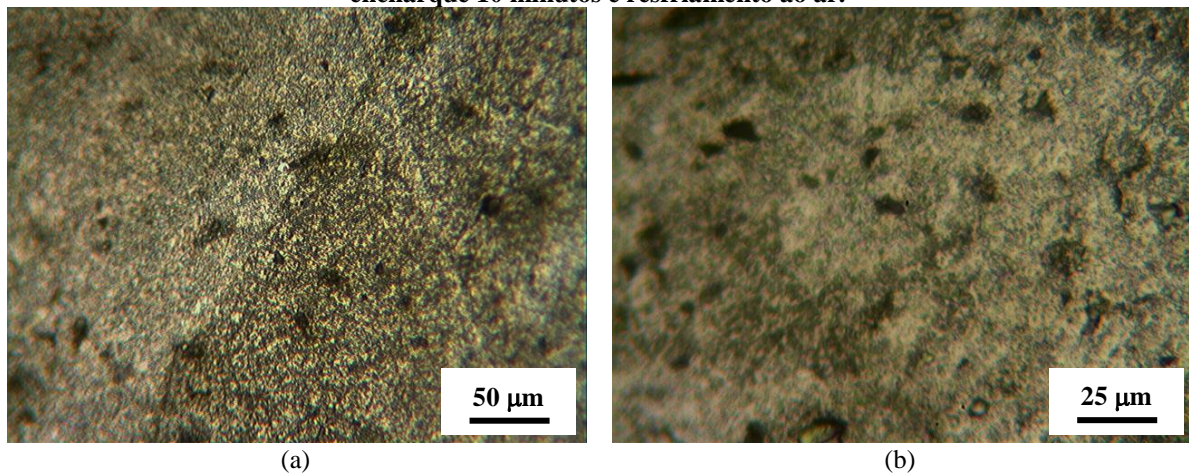
(a) 10 min / resfriamento ar (b) 60 min / resfriamento ar e (c) 180 min / resfriamento forno
Fonte: Próprio autor.

Se observa nas imagens que o reagente escolhido para o ataque não foi adequado, uma vez em que não foi possível visualizar a microestrutura do material. Nota-se a presença de riscos

e pontos negros decorrentes do ataque químico excessivo dos microconstituintes. (COUTINHO, 1980).

Dessa maneira, optou-se por realizar o ataque químico com o reagente de Keller para ser possível a visualização da microestrutura do material. Nas figuras 5.11 a 5.13 abaixo são mostradas as imagens obtidas por microscopia óptica para o alumínio submetidos aos tratamentos envolvendo aquecimento a 400°C / encharque por 10 minutos / resfriamento ao ar; aquecimento a 400°C / encharque por 60 minutos / resfriamento ao ar e aquecimento a 400°C / encharque por 180 minutos / resfriamento no forno, após o ataque com este reagente, respectivamente.

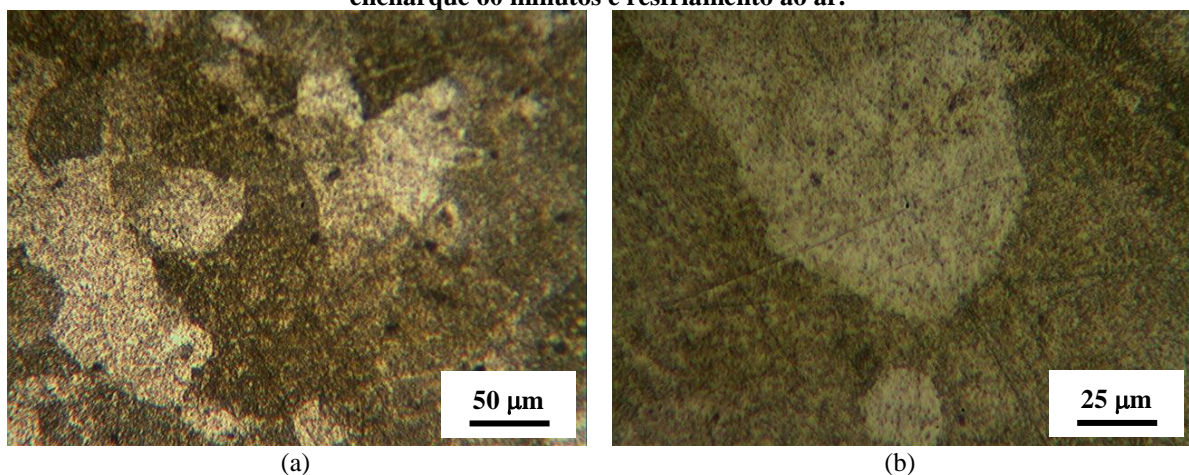
Figura 5.11 – Micrografias (MO) do alumínio submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 400°C, encharque 10 minutos e resfriamento ao ar.



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

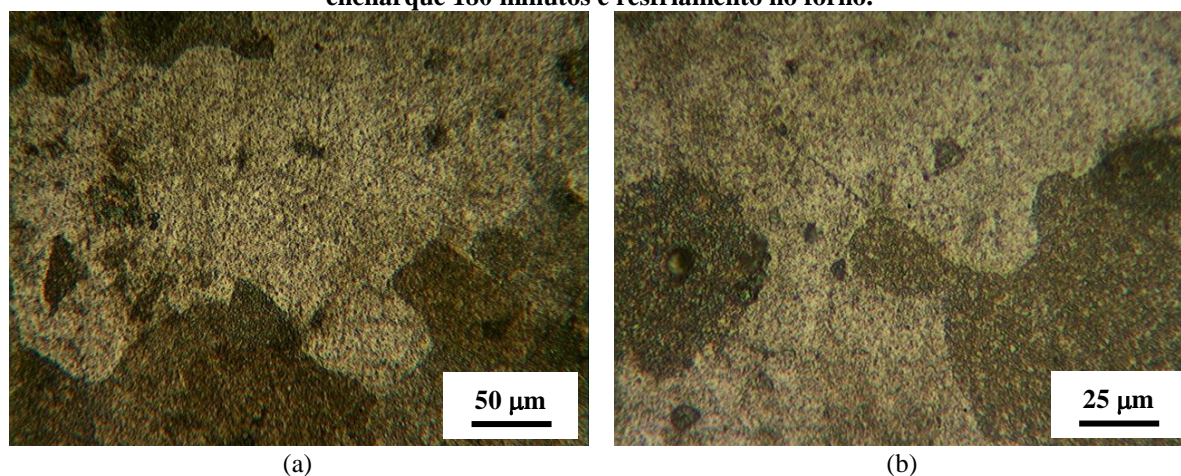
Figura 5.12 – Micrografias (MO) do alumínio submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 400°C, encharque 60 minutos e resfriamento ao ar.



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.13 – Micrografias (MO) do alumínio submetido ao ciclo térmico com aquecimento a 400°C, encharque 180 minutos e resfriamento no forno.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Próprio autor.

De maneira geral, observa-se que o reagente escolhido foi mais adequado para a revelação da microestrutura do material, permitindo a visualização dos grãos nas imagens 5.12 e 5.13. Conforme a literatura, a microestrutura analisada consiste em uma matriz de alumínio α e os precipitados de coloração clara correspondem ao constituinte Al_7Cu_2Fe formado durante o ciclo térmico. Nas imagens também é possível observar riscos decorrentes da preparação metalográfica e pites resultantes do ataque químico excessivo (COUTINHO, 1980).

5.1.5 Análise tamanho de grão

Na tabela 5.1 estão representados a média dos valores de tamanho de grão calculados para as amostras após ciclo térmico, se utilizando o método de Heyn, com o auxílio do software ImageJ. Para tal foram realizadas 25 medições para cada condição.

Tabela 5.1 – Tamanhos médios dos grãos obtidos após ciclo térmico (continua)

Material	Ciclo térmico	Tamanho de grão médio (μm)
Aço IF	10 min / resfriamento. Ar	33
	60 min / resfriamento. Ar	148
	180 min / resfriamento. forno	254
Latão 268	10 min / resfriamento. Ar	26
	60 min / resfriamento. Ar	48
	180 min / resfriamento. forno	79

Tabela 5.1 – Tamanhos médios dos grãos obtidos após ciclo térmico (continuação)

Material	Ciclo térmico	Tamanho de grão (μm)
Cobre 120	10 min / resfriamento. Ar	69
	60 min / resfriamento. Ar	100
	180 min / resfriamento. forno	138
Alumínio 1200	10 min / resfriamento. Ar	-
	60 min / resfriamento. Ar	53
	180 min / resfriamento. Forno	211

Fonte: Próprio autor

Se verifica que com o aumento do tempo de encharque os grãos obtidos são maiores. Isto ocorre, pois o crescimento de grão ocorre pela migração de contornos de grão, que consiste na difusão, em pequena escala, de átomos de um lado do contorno de grão para outro, ou seja, os grãos menores encolhem para que os demais possam aumentar de tamanho. Logo este fenômeno de crescimento se relaciona diretamente com o tempo, sendo que para cada instante de tempo existe uma faixa específica de tamanho de grão (CALLISTER, 2002).

É importante ressaltar que há uma energia associada aos contornos de grão e, que quando ocorre o aumento do grão a área total de contornos diminui e conseqüentemente a energia total reduz, possibilitando o crescimento do grão (CALLISTER, 2002).

5.2 Microdureza Vickers

Em geral os resultados apresentaram baixo desvio-padrão indicando que não houve uma grande dispersão na medida dos valores, ou seja, foi possível manter uma reprodutibilidade nas medições. Vale ressaltar que os valores de microdureza Vickers, obtidos para os diferentes ciclos térmicos, apresentaram pouca variação, indicando que as medidas provavelmente foram feitas dentro do grão, sem atingir nenhuma área de contorno. E ao se observar as microestruturas é possível verificar que houve diferença de tamanhos de grãos significativa.

Segundo a literatura com a diminuição do tamanho de grãos policristalinos ocorre o aumento da dureza do material. Hall (1951) e Petch (1953) criaram uma expressão, conhecida como equação de Hall-Petch, descrita abaixo (equação 5.1), na qual σ_e é o limite de escoamento, d representa o diâmetro médio e K_e e σ_0 são constantes específicas para cada material. Essa equação relaciona o tamanho do grão com o limite de escoamento e se baseia no conceito de que os contornos de grão funcionam como uma barreira ao deslocamento das discordâncias. Vale ressaltar que esta equação não pode ser utilizada para materiais

policristalinos que possuem grãos muito grandes ou muito finos (CALLISTER, 2002). A partir da equação de Hall-Petch, Hall (1954) desenvolveu uma equação que relaciona inversamente o tamanho de grão com a dureza de um material (LIM, 2002).

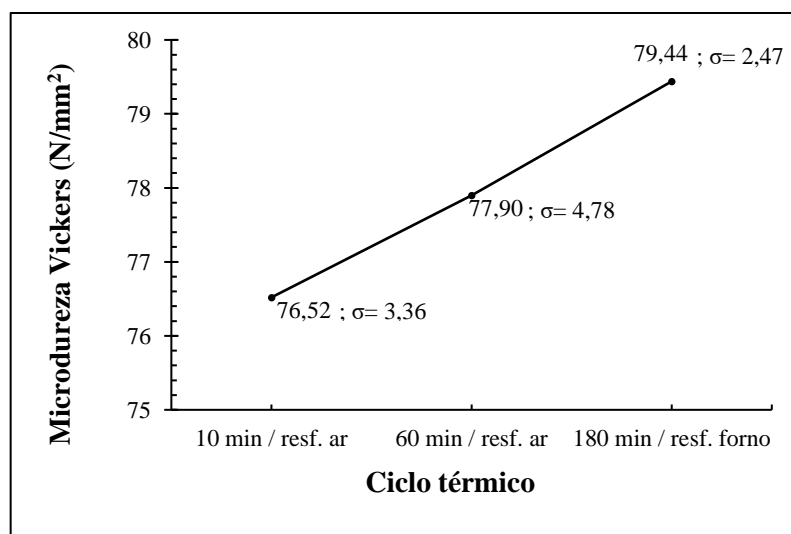
$$\sigma_e = \sigma_0 + K_e \cdot d^{-1/2} \quad (5.1)$$

Como grãos diferentes possuem orientações cristalográficas diferentes, ao se refinar um grão sua dureza aumenta, pois haverá uma maior área de contornos de grão, logo, mais regiões de diferentes direções cristalográficas, que dificultam o movimento das discordâncias, uma vez que este está relacionado com a capacidade das mesmas de alterar sua direção de movimento. Além disso, há uma desordenação atômica na região de contornos de grão, que dificulta o movimento das discordâncias, pois gera uma descontinuidade de planos de escorregamento de um grão para outro (CALLISTER, 2002).

5.2.1 Aço IF

Na tabela 5.2 está apresentada a média dos valores de microdureza Vickers, e o seu respectivo desvio-padrão, obtido para as amostras do aço IF com diferentes parâmetros de ciclo térmico. Estes resultados estão representados graficamente na figura 5.14.

Figura 5.14 – Resultado da microdureza Vickers do aço IF



Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.2 – Microdurezas Vickers e seus respectivos desvios-padrões para o aço IF

Material	Ciclo térmico	\overline{HV}_1 (N/mm ²)	σ
Aço IF	180 min / resfriamento forno	76,52	3,36
	60 min / resfriamento. ar	77,90	4,78
	10 min / resfriamento. ar	79,44	2,47

Fonte: Próprio autor

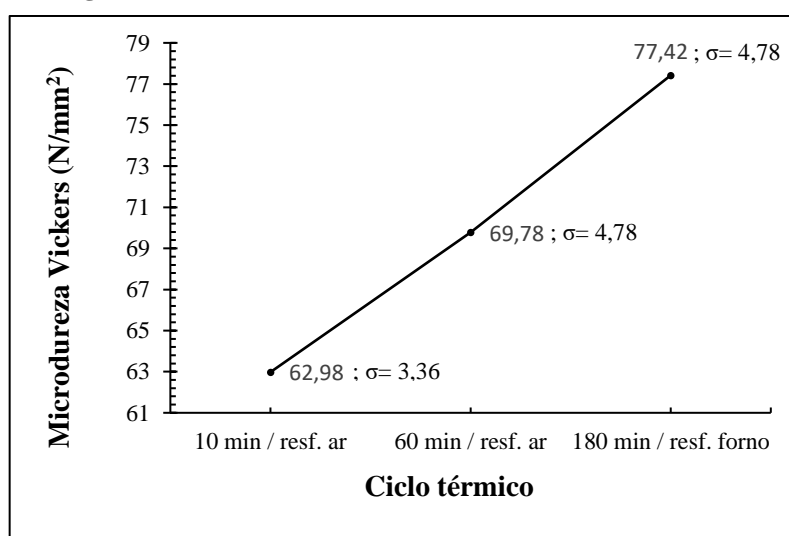
Para o aço IF estudado neste trabalho, observou-se que com o aumento do tempo de encharque e conseqüente aumento do tamanho de grão houve a diminuição da dureza do material. Ao se observar os resultados da microestrutura do material obtidos pela microscopia óptica é possível inferir que para a amostra de 10 min de tempo de encharque os valores de dureza foram superiores devido os grãos possuírem menor tamanho e apresentar como microconstituente majoritário a ferrita, que possui maior dureza (COLPAERT, 2008).

No caso, para a amostra com tempo de encharque de 180 min, a dureza foi menor, pois houve um aumento do tamanho do grão (COLPAERT, 2008).

5.2.2 Latão

Na tabela 5.3 está apresentada a média dos valores de microdureza Vickers, e o seu respectivo desvio-padrão, obtido para as amostras da liga de latão 268 com diferentes parâmetros de ciclo térmico. Estes resultados estão representados graficamente na figura 5.15.

Figura 5.15 – Resultado da microdureza Vickers do latão 268



Fonte: Próprio autor

Tabela 5.3 – Microdurezas Vickers e seus respectivos desvios-padrões para o latão 268

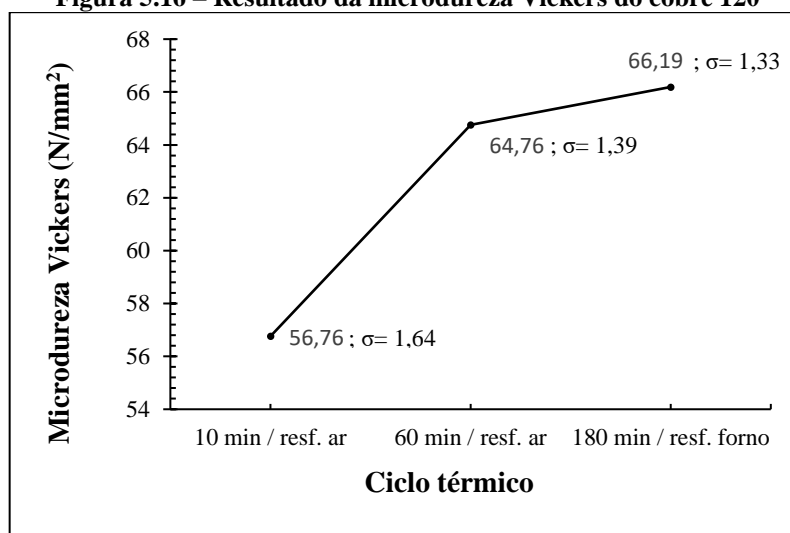
Material	Ciclo térmico	\overline{HV}_1 (N/mm ²)	σ
Latão 268	180 min / resfriamento forno	62,98	1,31
	60 min / resfriamento. ar	69,78	2,29
	10 min / resfriamento. ar	77,42	1,10

Fonte: Próprio autor

Para o latão utilizado neste trabalho, essa relação inversa entre tamanho de grão e dureza, definidas por Hall-Petch, foi observada. Resultados semelhantes foram encontrados na literatura por Konkova et al. (2016) e Peng et al. (2011).

5.2.3 Cobre

Na tabela 5.4 está apresentada a média dos valores de microdureza Vickers, e o seu respectivo desvio-padrão, obtido para as amostras da liga de cobre 120 com diferentes parâmetros de ciclo térmico. Estes resultados estão representados graficamente na figura 5.16.

Figura 5.16 – Resultado da microdureza Vickers do cobre 120

Fonte: Próprio autor

Tabela 5.4 – Microdurezas Vickers e seus respectivos desvios-padrões para o cobre 120

Material	Ciclo térmico	\overline{HV}_1 (N/mm ²)	σ
Cobre 120	180 min / resfriamento forno	56,76	1,64
	60 min / resfriamento. ar	64,76	1,39
	10 min / resfriamento. ar	66,19	1,33

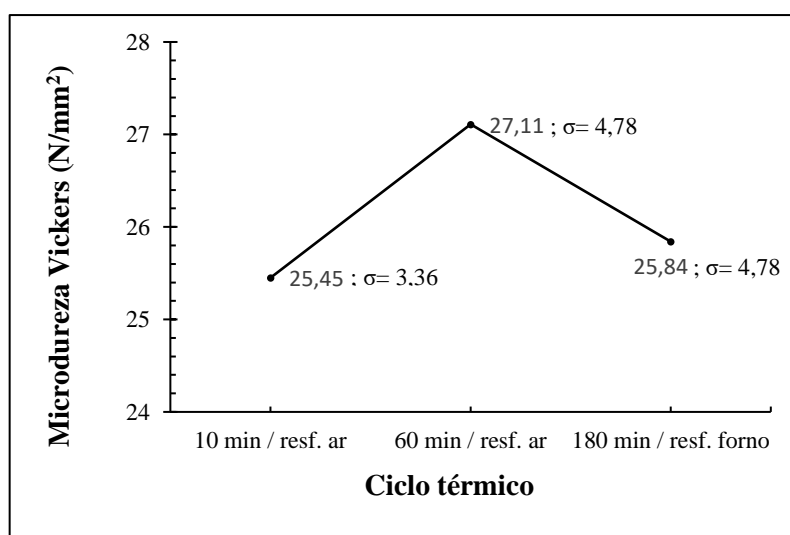
Fonte: Próprio autor

Para o cobre utilizado neste trabalho, essa relação inversa entre tamanho de grão e dureza, definida por Hall-Petch, foi observada. Resultados semelhantes foram encontrados na literatura por Angus e Summers (1925); Jindal e Armstrong (1969); Lim (2002).

5.2.4 Alumínio

Na tabela 5.5 está apresentada a média dos valores de microdureza Vickers, e o seu respectivo desvio-padrão, obtido para as amostras do aço IF com diferentes parâmetros de ciclo térmico. Estes resultados estão representados graficamente na figura 5.17.

Figura 5.17 – Resultado da microdureza Vickers do alumínio 1200



Fonte: Próprio autor

Tabela 5.5 – Microdurezas Vickers e seus respectivos desvios-padrões para o alumínio 1200

Material	Ciclo térmico	\overline{HV}_1 (N/mm ²)	σ
Alumínio 1200	180 min / resfriamento forno	25,45	0,61
	60 min / resfriamento. ar	27,11	0,88
	10 min / resfriamento. ar	25,84	0,34

Fonte: Próprio autor

No caso do alumínio, a relação de Hall-Petch não foi comprovada, a amostra de 60 min apresentou dureza ligeiramente superior as amostras de 10 min e 180 min e apesar da diferença no tamanho do grão, os valores obtidos são muito próximos. Em 1923, O'Neill comparou a dureza Brinell de um alumínio puro policristalino com um monocristalino e verificou que os

valores obtidos eram muito similares, ou seja não havia influência do tamanho do grão, resultado este, que foi confirmado por Petty (1962).

Lim (2002) obteve resultado semelhante ao apresentado neste trabalho para o alumínio e concluiu que a densidade de discordâncias anterior do material afeta a dureza em lugar do tamanho de grão e que esta densidade está relacionada com o método de preparação da amostra, esta possibilidade foi levantada por Seitz (1943).

5.3 Ensaio de tração

A partir dos dados obtidos no ensaio de tração foi possível traçar as curvas de tensão convencional x deformação convencional para os materiais em estudo. Baseando nessas curvas ao se aplicar as equações 5.2 e 5.3 (COLPAERT, 2008) foi possível se obter as curvas tensão real x deformação real para os materiais em estudo.

$$\varepsilon_R = \ln(1 + \varepsilon_E) \quad (5.2)$$

$$\sigma_R = \sigma_E(1 + \varepsilon_E) \quad (5.3)$$

Onde: σ_E = tensão convencional; ε_E = deformação convencional; σ_R = tensão real; ε_R = deformação real;

A partir do ensaio de tração se determinou o limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT) e o alongamento uniforme percentual (AU%). Estas propriedades mecânicas obtidas estão representadas na tabela 5.6.

Tabela 5.6 – Propriedades mecânicas dos materiais obtidas no ensaio de tração

Material	Ciclo térmico	LE (MPa)	LRT (MPa)	AU (%)
Aço IF	10 min / resfriamento. ar	36	153	16
Latão 268	10 min / resfriamento ar	66	288	35
	180 min / resfriamento forno	50	277	50
Cobre 120	10 min / resfriamento ar	57	201	29
	180 min / resfriamento forno	34	173	31
Alumínio 1200	10 min / resfriamento ar	33	67	16
	180 min / resfriamento forno	23	26	18

Fonte: Próprio autor

Ao analisar os resultados obtidos no ensaio de tração verifica-se o efeito do tamanho de grão e das características microestruturais do material nas suas propriedades mecânicas. De maneira geral as amostras com maior tamanho de grão apresentaram menor limite de escoamento, conforme esperado pela equação de Hall-Petch (1953).

Após o escoamento a tensão necessária para deformar um material aumenta gradativamente até um ponto máximo, denominado de limite de resistência à tração, e então diminui até a fratura do material (CALLISTER, 2002). Observou-se que os materiais com menor tamanho de grão (tempo de encharque de 10 min) e com baixa EDE apresentaram um maior LRT, resultado condizente com os obtidos na microdureza Vickers, e que estão relacionados com o fato de que materiais com essas características são menos susceptíveis a ocorrência de deslizamento cruzado, ou seja, mais difícil a movimentação das discordâncias, ocasionando um maior encruamento.

Outra propriedade mecânica importante obtida no ensaio de tração é a ductilidade, que representa o grau de deformação plástica suportada pelo material no momento da fratura, sendo expressa quantitativamente pelo alongamento uniforme percentual, que foi medido segundo a norma ASTM E8/E8M-09 (2010)

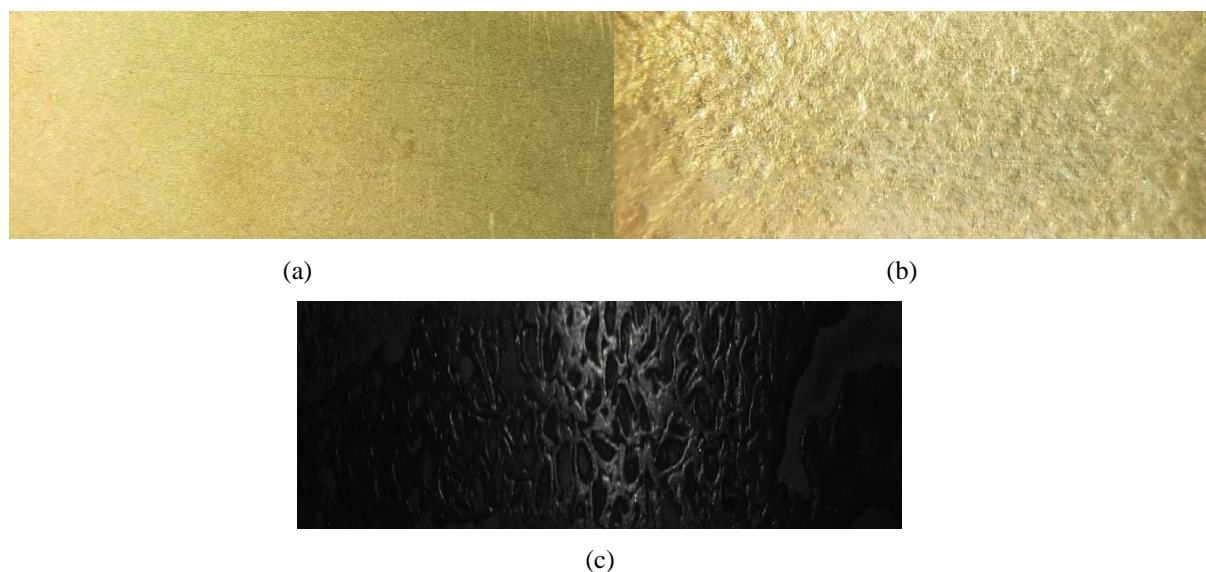
De maneira geral verifica-se o aumento da ductilidade com o aumento do tamanho do grão, uma vez que grãos maiores permitem maior deformação do material, pois haverá uma menor quantidade de contornos de grão para atuar como barreira ao movimento das discordâncias. Também é importante salientar que o latão e o cobre apresentaram maiores valores de alongamento uniforme percentual, resultando condizente com o fato de se tratar de materiais CFC com baixa EDE. Já o aço, que apresenta estrutura CCC e o alumínio estrutura CFC com alta EDE apresentaram menores valores de alongamento uniforme percentual.

O tamanho de grão é uma característica do material que impacta em suas propriedades mecânicas, pois estas são influenciadas pela interação do contorno de grão com as discordâncias. Uma vez que a movimentação das discordâncias por deslizamento de planos atômicos é o principal mecanismo de deformação plástica, ao se ter um material de menor tamanho de grão, ou seja, uma maior quantidade de contornos, estes funcionam como uma barreira a movimentação das discordâncias (atuando como um sítio de empilhamento de discordâncias). Além disso os contornos de grão são uma fonte de multiplicação de discordâncias e local de precipitação de segregados. Todos esses fatores justificam porque as propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração foram influenciadas pelo ciclo térmico ao qual as amostras foram submetidas (REED-HILL, 1982).

5.3.1 Aço IF

Na figura 5.18 são mostradas as imagens obtidas da superfície do aço IF em sua condição inicial, amostra submetida ao aquecimento de 950°C / encharque por 10 min / resfriamento ao ar após o ensaio de tração e amostra submetida ao aquecimento de 950°C / encharque por 180 min / resfriamento no forno, respectivamente.

Figura 5.18 – Superfície dos corpos de prova do aço IF

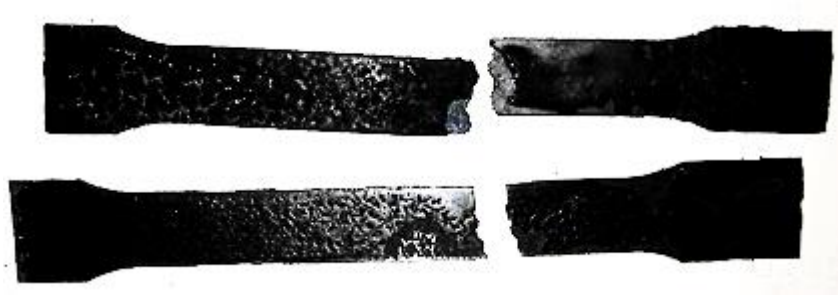


(a) condição inicial
 (b) 10 min / resfriamento ar (c) 180 min / resfriamento forno
 Fonte: Próprio autor

Observa que, para a amostra de tempo de encharque de 10 min / resfriamento ao ar ocorreu um defeito, que se apresenta como uma irregularidade superficial excessiva concentrada em regiões da peça que foram submetidas a grandes deformações plásticas, denominado casca de laranja (*orange peeling*). Este defeito ocorre, principalmente, quando a chapa metálica apresenta tamanho de grão grosseiro e, estes se deformam independentemente uns dos outros. Dessa forma os grãos se apresentam em relevo na superfície (DIETER, 1981).

O ensaio de tração não foi realizado na amostra de aço IF com tempo de encharque de 180 min / resfriamento ao forno, pois os corpos de prova ao serem presos na garra fraturaram conforme mostrado na figura 5.19. Isto ocorreu, pois durante o ciclo térmico, na etapa de resfriamento a amostra permaneceu por um tempo excessivo no forno, formando uma camada espessa de óxido, que fragilizou a amostra.

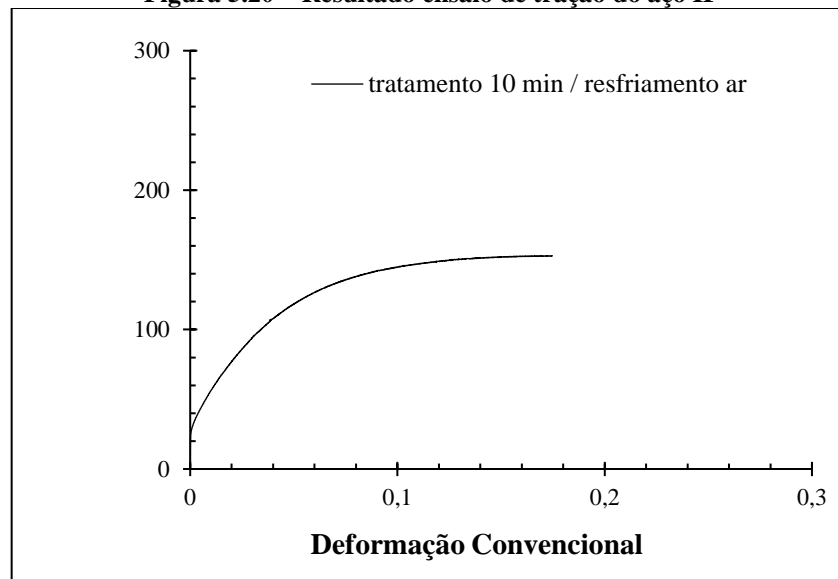
Figura 5.19 – Corpos de prova do aço IF (tempo de encharque 180 min / resfriamento ao forno)



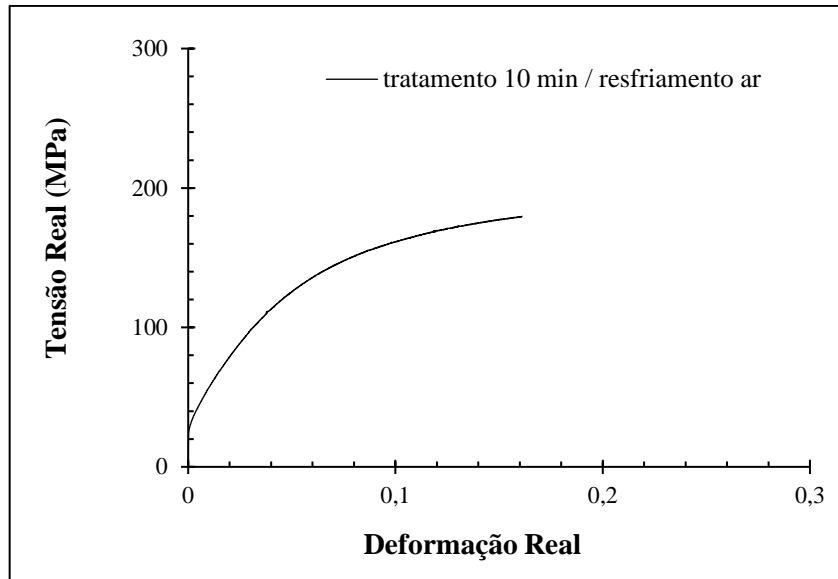
Fonte: Próprio autor

Na figura 5.20 estão representadas as curvas geradas a partir dos dados obtidos no ensaio de tração do aço IF. A curva tensão real x deformação real foi gerada para que se pudesse calcular o expoente de encruamento do material.

Figura 5.20 – Resultado ensaio de tração do aço IF



(a)



(b)

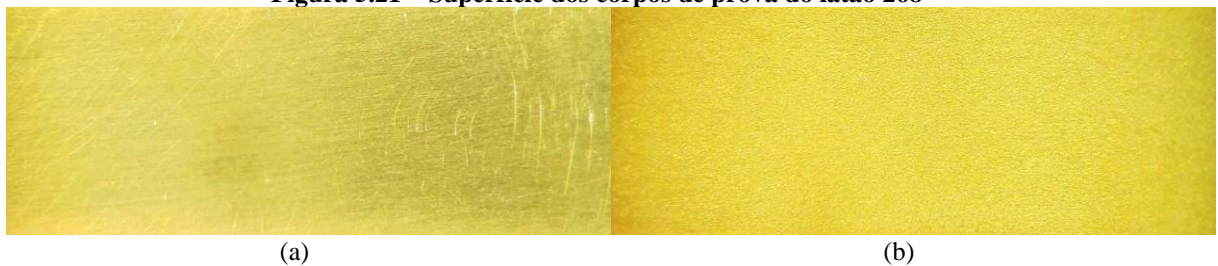
(a) curva convencional e (b) Curva real
 Fonte: Próprio autor.

É importante destacar que na curva convencional a tensão é representada como sendo aparentemente constante após se atingir o limite de escoamento. Entretanto se sabe que na verdade o que ocorre é o aumento da tensão devido o fenômeno do encruamento, como representado na curva real de tensão x deformação do aço IF e dos demais materiais (CALLISTER, 2002).

5.3.2 Latão

Na figura 5.21 são mostradas as imagens obtidas da superfície do latão em sua condição inicial, amostra submetida ao aquecimento de 650°C / encharque por 10 min / resfriamento ao ar após o ensaio de tração e amostra submetida ao aquecimento de 650°C / encharque por 180 min / resfriamento no forno após o ensaio de tração, respectivamente.

Figura 5.21 – Superfície dos corpos de prova do latão 268



(a)

(b)



(c)

(a) condição inicial

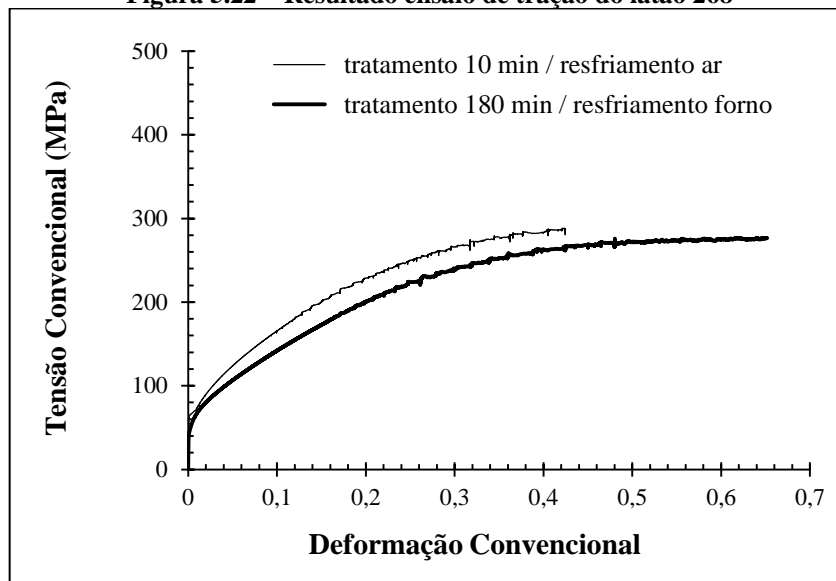
(b) 10 min / resfriamento ar (c) 180 min / resfriamento forno

Fonte: Próprio autor

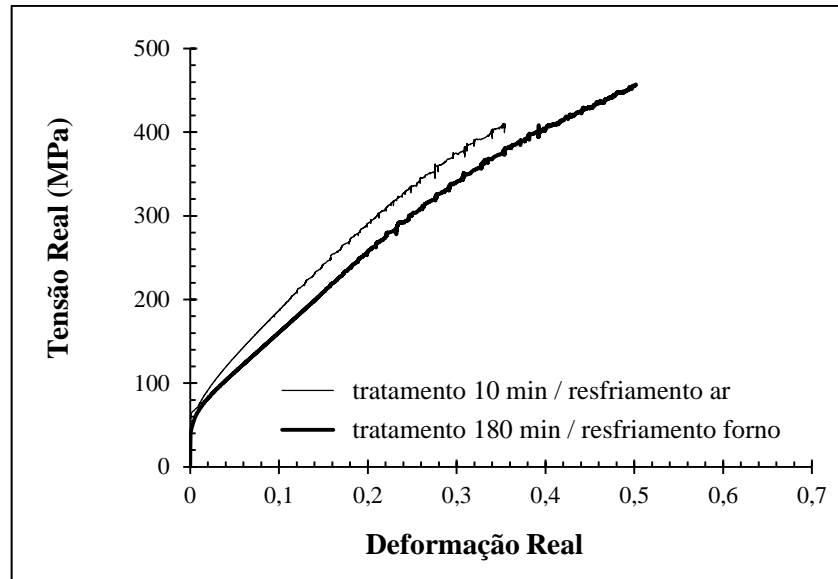
Assim como ocorrido no aço IF, para o latão também se observou a formação do defeito superficial de casca de laranja, sendo mais proeminente na amostra com maior tempo de encharque (180 min), uma vez que este fenômeno é influenciado pelo tamanho de grão.

Na figura 5.22 estão representadas as curvas obtidas no ensaio de tração do latão.

Figura 5.22 – Resultado ensaio de tração do latão 268



(a)



(b)

(a) Curva convencional e (b) Curva real
 Fonte: Próprio autor.

Nas curvas tensão x deformação do latão se verifica um escoamento, com certo serrilhado, sendo conhecido como efeito Portevin-Le Chatelier ou envelhecimento dinâmico. O serrilhado representado no gráfico, deriva de sucessivos escoamentos e envelhecimentos que o corpo de prova é submetido durante a deformação. Com este efeito ocorre a eliminação do limite de escoamento superior, a redução da curva plástica e conseqüentemente da ductilidade do material (MEYERS & CHAWLA, 1982).

5.3.3 Cobre

Na figura 5.23 são mostradas as imagens obtidas da superfície do cobre em sua condição inicial, amostra submetida ao aquecimento de 550°C / encharque por 10 min / resfriamento ao ar após o ensaio de tração e amostra submetida ao aquecimento de 550°C / encharque por 180 min / resfriamento no forno após o ensaio de tração, respectivamente.

Figura 5.23 – Superfície dos corpos de prova do cobre 120



(a)

(b)



(c)

(a) condição inicial

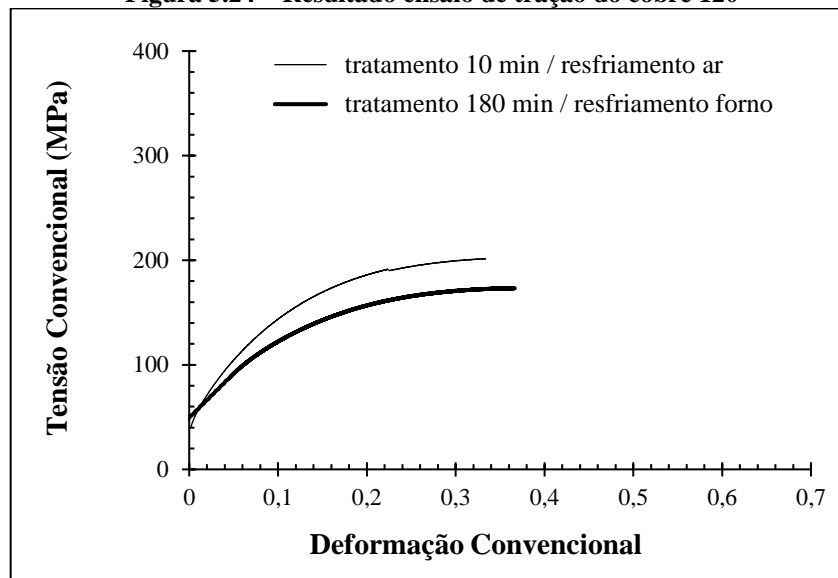
(b) 10 min / resfriamento ar (c) 180 min / resfriamento forno

Fonte: Próprio autor

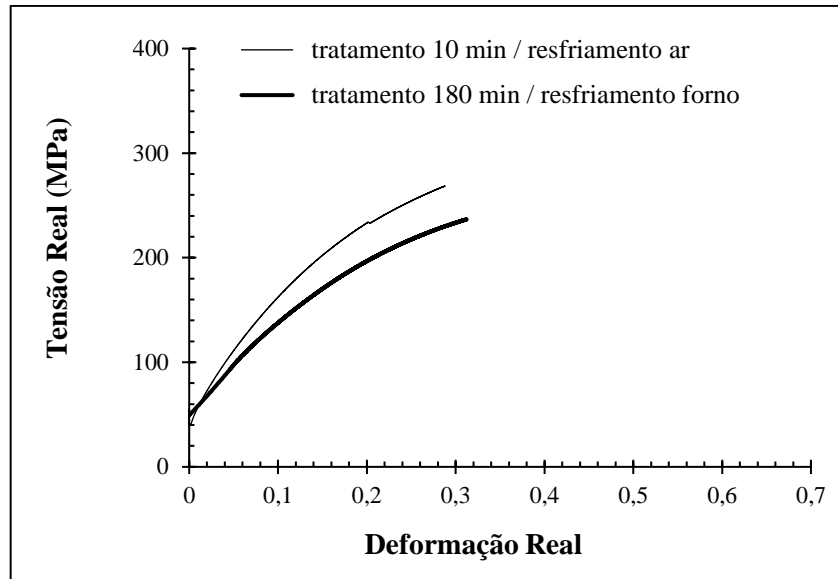
Observa-se que para as amostras de cobre também houve a formação do defeito de casca de laranja, sendo mais acentuado do que na amostra de latão, pois as amostras de cobre possuíam grãos mais grosseiros.

Na figura 5.24 estão representadas as curvas obtidas no ensaio de tração do cobre 120.

Figura 5.24 – Resultado ensaio de tração do cobre 120



(a)



(b)

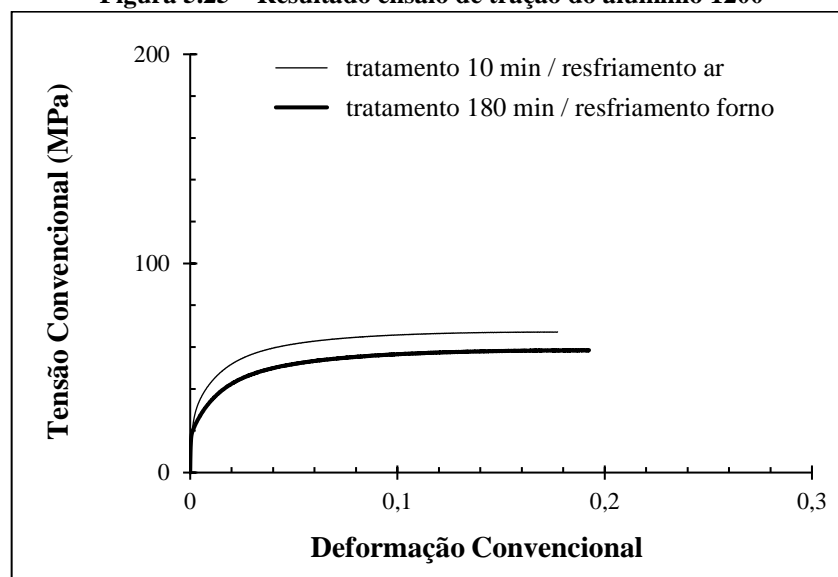
(a) Curva convencional e (b) Curva real
 Fonte: Próprio autor.

5.3.4 Alumínio

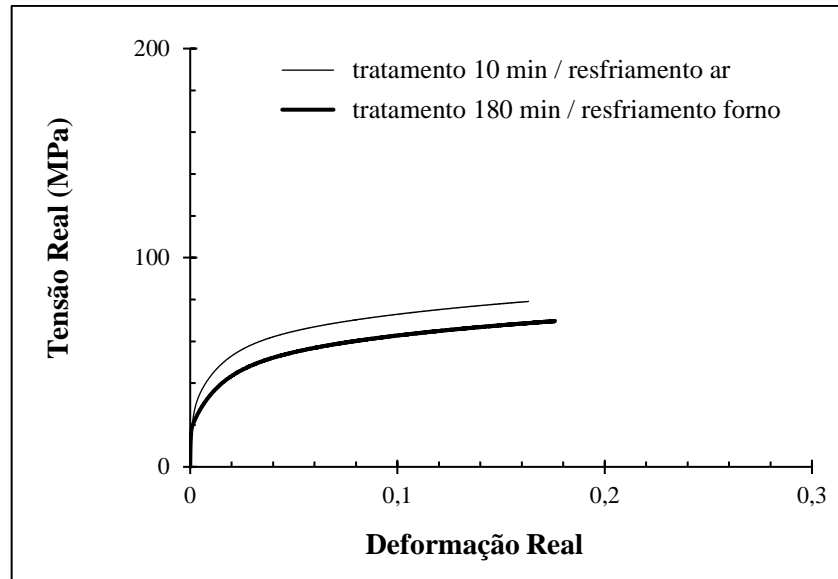
Para as amostras de alumínio não houve a formação do defeito superficial de casca de laranja, uma vez que este material teve uma menor deformação plástica em comparação com os outros.

Na figura 5.25 estão representadas as curvas obtidas no ensaio de tração do alumínio 1200.

Figura 5.25 – Resultado ensaio de tração do alumínio 1200



(a)



(b)

(a) Curva convencional e (b) Curva real

Fonte: Próprio autor.

5.4 Análise encruamento

De posse das curvas tensão real x deformação real geradas a partir do ensaio de tração, se obteve o expoente de encruamento (n) para os materiais, com o seu respectivo valor de R^2 (coeficiente de determinação), este que obteve valores elevados indicando que o modelo escolhido tem uma alta qualidade de ajuste para a medida do encruamento.

Tabela 5.7 – Medidas de encruamento obtidas no ensaio de tração

Material	Ciclo térmico	n	R^2
Aço IF	10 min / resfriamento ar	0,4151	0,9863
	180 min / resfriamento. forno	-	-
Latão 268	10 min / resfriamento ar	0,5229	0,9776
	180 min / resfriamento. forno	0,5480	0,9703
Cobre 120	10 min / resfriamento ar	0,4766	0,9897
	180 min / resfriamento. forno	0,5073	0,9977
Alumínio 1200	10 min / resfriamento ar	0,2154	0,9803
	180 min / resfriamento. Forno	0,2418	0,9827

Fonte: Próprio autor

Ao se analisar os valores de expoente de encruamento obtidos, se verifica que quanto maior a EDE dos materiais CFC (alumínio, latão e cobre) menor será o seu valor, ou seja, o material possui uma menor taxa de encruamento.

Isto ocorre, pois o encruamento está relacionado com a dificuldade de movimentação das discordâncias nos planos atômicos. Para materiais CCC ou CFC com alta EDE, quando a discordância encontra uma barreira a sua movimentação, esta mediante esforços externos, consegue mudar de plano para continuar se movimentando, ou seja, é capaz de realizar deslizamento cruzado e conseqüentemente encrua menos. Em materiais CFC com baixa EDE a susceptibilidade de deslizamento cruzado é menor, logo são necessários maiores esforços mecânicos externos para que as discordâncias, ao se depararem com uma barreira consigam ultrapassar e continuar sua movimentação, o que explica um maior encruamento nesses materiais (REED-HILL, 1982).

O latão e o cobre são materiais CFC com baixa EDE, logo o resultado obtido para esses materiais condiz com o relatado na literatura. O mesmo pode ser dito do alumínio, material CFC com alta EDE, que apresentou menor valor de expoente de encruamento. Entretanto, o aço IF, por se tratar de um material CCC, não apresentou um resultado condizente, se esperava um valor menor de expoente de encruamento. Acredita-se que o resultado obtido seja devido as condições do corpo de prova utilizado no ensaio de tração, ou do ciclo térmico ao qual o material foi submetido. Uma vez que no caso do aço IF, com tempo de encharque de 180 min, o material após o ciclo térmico ficou tão fragilizado que impossibilitou a realização do ensaio de tração (DIETER, 1981).

6 CONCLUSÕES

- Verificou-se que os parâmetros de um ciclo térmico (temperatura, tempo de encharque e taxa de resfriamento) são fundamentais na formação da microestrutura de um material e conseqüentemente, nas suas propriedades mecânicas. No caso, os materiais que foram submetidos a um ciclo térmico com menor tempo de encharque e maior taxa de resfriamento apresentaram menores tamanhos de grão.
- O tamanho de grão é uma característica que influencia diversas propriedades mecânicas do material. Observou-se que com o aumento do tamanho de grão, há a redução do seu limite de escoamento e de resistência à tração e, aumento do alongamento uniforme.
- A partir da curva tensão real x deformação real, obtida em ensaio de tração, foi possível se calcular o expoente de encruamento. No caso os materiais CCC (aço IF) e CFC com alta EDE (alumínio) apresentaram uma menor capacidade de encruar (menor expoente de encruamento), enquanto que os materiais CFC com baixa EDE, apresentaram maior expoente de encruamento.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. **Metals handbook: properties and selection – nonferrous alloys and special-purpose materials**. Vol. 2. Ohio: ASM International, 1990. 2172p

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. **Metals handbook: heat treating**. Vol. 4. Ohio: ASM International, 1991. 3469p

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M-09: Standard test methods for tension testing of metallic materials**. West Conshohocken: 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112-13: Standard test methods for determining average grain size**. West Conshohocken: 2013.

ANGUS, H. T.; SUMMERS, P. F. The Effect of grain size upon hardness and annealing temperature, **Journal of Institute of Metals**, v. 1, p. 115-142, 1925.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 11568: Determinação do tamanho de grão em materiais**. Rio de Janeiro: 1990.

BRESCIANI Filho, E.; BUTTON, S. T.; SILVA, Í. B.; BATALHA, G. F. **Conformação plástica dos metais**. 5 ed. Campinas: Editora da Unicamp, 1997. 383p.

CALLISTER Jr, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 5 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002. 589p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 652p.

COMPANHIA BRASILEIRA DE ALUMÍNIO. **Certificado de qualidade: alumínio 1200**. São Paulo, 2019.

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

COUTINHO, T. DE A. **Metalografia de não ferrosos: análise e prática**. São Paulo: Editora Edgar Blücher. 1980. 128p.

DIAS, F. M. da S.; FONSECA, F. A. V.; HAUEGEN, C. G.; LINS, J. F. C.; CAMPOS, M. F. Textura e comportamento mecânico de aços IF estabilizados ao Ti e Nb-Ti. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 9, p. 294-301 2012.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653p.

ELUMA. **Certificado de qualidade: latão 268** São Paulo, 2019.

ELUMA. **Certificado de qualidade: cobre 120** São Paulo, 2019.

FIETO, B. M. **Evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas de aços IF tratados termomecanicamente**. 2013. 74 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Escola Ppolitécnica. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro. 2013.

HALL, E. O. The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results **Proceedings of the Physical Society B**, v. 64, p. 747-753, 1951.

HALL, E. O. Variation of hardness of metals with grain size. **Nature**, v. 173, p. 948-949, 1954.

INTERNATIONAL ORGANIZATION OF STANDARDIZATION. **ISO 6507-1**: Metallic materials: vickers hardness test - part 1: test method. Suécia, 2005.

JINDAL, C.; ARMSTRONG, R. W. The dependence of hardness of cartridge brass on grain size. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**. V 245, p. 623-628, 1969

KONKOVA, T.; MIRONOV, S.; KORZNIKOV, A.; KORZNIKOVA, G.; MYSHLYAEV, M. M.; SEMIATIN, S. L. Grain growth during annealing of cryogenically-rolled Cu-30Zn brass. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 666, p. 170-177, 2016.

LIM, Y. Y.; CHAUDHRI, M. M. The influence of grain size in the indentation hardness of high-purity copper and aluminium. **Philosophical Magazine A** , v. 82, p. 2071-2080, 2002.

MARTINEZ, L. G. **Desenvolvimento e implantação de uma técnica de análise de perfis de difração de raios x, para determinação da energia de falha de empilhamento de metais e ligas de estrutura CFC**. 1989. 86 f. Dissertação (Mestrado em Ciências na área de tecnologia nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo. 1989.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Princípios de metalurgia mecânica**. São Paulo: Editora Edgar Blücher, 1982. 505p.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical behavior of materials**. 2 ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2009. 856p.

NOURI, A.; SAGHAFIAN, H.; KHEIRANDISH S. Influence of volume fraction of martensite on the work hardening behavior of two dual-phase steels with high and low silicone contents. **International Journal of Materials Research**, v. 101, p. 1286 - 1292, 2010.

O'NEIL, H. Hardness tests on crystals of aluminum. **Journal of Institute of Metals**, v. 30, p. 299, 1923.

PARUZ, H; EDMONDS, D.V. The strain hardening behaviour of dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 117, p. 67-74, 1989.

PENG, K.; XUEPING, M.; ZENG, J., SHAW, K-W. Equivalent strain, microstructure and hardness of H62 brass deformed by constrained groove pressing. **Computational Materials Science**, v. 50, p. 1526 – 1532, 2011.

PETCH, N. J. The cleavage strenght of polycrystals. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 174, p. 25 – 28, 1953.

PETTY, E. R. Relationship between hardness and tensile properties over a wide range of temperature aluminum alloys. **Journal of Institute of Metals**, v. 91, p. 54 – 55, 1962.

REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. 776p.

SEITZ, F. **The physics of metals**. 1 ed. New York: McGraw-Hill Book Company, 1943. 330p.

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos**. 5 ed. São Paulo: Editora Edgar Blücher, 1982. 287p.

YOSHIDA, A. **Metais, ligas e ciclo térmico**. São Paulo: Edições Fortaleza, 1974. 240p.