

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

PATRICIA DINIZ

ANÁLISE DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA SUBMETIDOS Á TRATAMENTO
TÉRMICO E ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE, EM DIFERENTES
TEMPERATURAS.

CURITIBA
2019

PATRICIA DINIZ

ANÁLISE DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA SUBMETIDOS À TRATAMENTO
TÉRMICO E ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE, EM DIFERENTES
TEMPERATURAS.

Dissertação apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de Engenharia de Materiais e Fabricação.

Orientador: Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes

Co-orientador: Dr. Claudimir José Rebeyka.

CURITIBA
2019

Catálogo na Fonte: Sistema de Bibliotecas, UFPR
Biblioteca de Ciência e Tecnologia

D585a Diniz, Patrícia
Análise de aços de alta resistência submetidos à tratamento térmico e ensaio de tração a quente, em diferentes temperaturas [recurso eletrônico] / Patrícia Diniz. – Curitiba, 2019.

Dissertação – Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós – Graduação em Engenharia Mecânica, 2019.

Orientador: Paulo Victor Prestes Marcondes. Coorientador: Claudimir José Rebeyka.

1. Aço -Tratamento térmico. 2. Microscopia – Técnica. 3. Estampagem(Metals). I. Universidade Federal do Paraná. II. Marcondes, Paulo Victor Prestes. III. Rebeyka, Claudimir José. V. Título.

CDD: 672.3

TERMO DE APROVAÇÃO

Os membros da Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em ENGENHARIA MECÂNICA da Universidade Federal do Paraná foram convocados para realizar a arguição da dissertação de Mestrado de PATRICIA DINIZ intitulada: **ANÁLISE DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA SUBMETIDOS A TRATAMENTO TÉRMICO E ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE, EM DIFERENTES TEMPERATURAS**, sob orientação do Prof. Dr. PAULO VICTOR PRESTES MARCONDES, que após após terem inquirido a aluna e realizado a avaliação do trabalho, são de parecer pela sua APROVAÇÃO no rito de defesa. A outorga do título de mestre está sujeita à homologação pelo colegiado, ao atendimento de todas as indicações e correções solicitadas pela banca e ao pleno atendimento das demandas regimentais do Programa de Pós-Graduação.

CURITIBA, 23 de Agosto de 2019.



PAULO VICTOR PRESTES MARCONDES
Presidente da Banca Examinadora (UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ)



SERGIO LUIZ HENKE
Avaliador Interno (UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ)



MARCIO MAFRA
Avaliador Externo (UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ)

***Dedico este trabalho primeiramente a DEUS,
pois sem Ele, nada eu poderia fazer – João 15:5***

***Á meu pai NIVALDO CIPRIANO DINIZ,
que sempre acreditou no meu potencial.***

***Á minha mãe ROSA AMARAL DINIZ,
minha fortaleza e porto seguro.***

***Á minha irmã FRANCIELE DINIZ,
meu exemplo de mulher.***

AGRADECIMENTOS

Á Deus, que sempre está comigo.

Aos meus pais, Nivaldo e Rosa Diniz; E minha Irmã, Franciele Diniz pelo apoio incondicional, pela paciência imensurável e por terem acreditado em mim em todos os momentos, sem vacilar.

Ao meu Orientador, Paulo Marcondes pela oportunidade e confiança de realizar este trabalho.

Ao meu co-orientador Claudimir Rebeika Junior, não só por todo apoio profissional, mas também, por todos os conselhos com sincera amizade.

Aos colegas, jovens pesquisadores de outros laboratórios: Felipe Jedym, Leonardo Todorowicz, Laísa Teixeira e Jhonattan Dias que me doaram parte de seu tempo e conhecimento, auxiliando-me na realização de diversas atividades fundamentais para este trabalho.

Á minha amiga, Ester Athanásio, que não me deixou desistir. E a todos os meus amigos e colegas que foram fundamentais para que eu cumprisse esta etapa.

Aos meus alunos do SENAI/CIC de Curitiba que acompanharam e me apoiaram nos momentos de dificuldades.

A todos os professores que tive ao longo de minha vida.

Ao professor Sergio Button, por ter sido tão solícito com a realização de ensaios de tração a quente no Laboratório da UNICAMP.

Agradeço a Universidade Federal do Paraná (UFPR), ao Programa de Pós Graduação de Eng. Mecânica, ao Laboratório de Materiais (LaMat) e ao SENAI/CIC - PR pelo uso de sua estrutura; A Arcelor Mittal pela disponibilização de chapas e as instituições de fomento à pesquisa CNPq e Fundação Araucária pelo apoio financeiro.

RESUMO

Nas últimas décadas, devido à necessidade de atenuar os problemas ambientais causados pelos gases poluentes, importantes mudanças no setor automobilístico vêm sendo estimuladas, onde a redução do peso do veículo acarretaria uma menor queima de combustível. Para este objetivo, há o desafio de selecionar um material que apresente a plasticidade dos aços convencionais com elevada resistência mecânica, atendendo a demanda estrutural com menos material. Como opção para essa substituição, tem-se os aços de alta resistência (HSS), pois suas propriedades mecânicas permitem espessuras reduzidas em aplicações semelhantes às dos aços convencionais. Entretanto, apesar do seu excelente desempenho, a atuação dos HSS na indústria é limitada pela ocorrência do retorno elástico que compromete sua conformabilidade. Para superar este problema, a elevação da temperatura durante a estampagem vem sendo cogitada. Mas, para entender o comportamento mecânico desses materiais, bem como a manutenção de suas principais propriedades em variadas temperaturas, fez-se necessário uma investigação da estrutura cristalina resultante de diferentes esforços combinados. Segundo estudos, esta análise pode ser realizada através de ensaios com deformação e temperatura controlada, seguidos por caracterização das mudanças microestruturais e como elas impactam nas propriedades mecânicas fundamentais do material. Neste trabalho, os aços de alta resistência HSLA (High Strength Low Alloy) e DP (Dual Phase) foram submetidos à duas abordagens distintas: Na primeira é realizado o tratamento térmico com dois meios de resfriamento (água e ar). Nessa etapa, investiga-se exclusivamente o impacto da variação de temperatura na microestrutura. Na segunda abordagem, a taxa de deformação e variação de temperatura em ensaios uniaxiais de tração a quente foram combinadas, com velocidade e temperatura controlada em amostras padronizadas. Ao fim de cada abordagem as mudanças microestruturais foram investigadas por meio de técnicas metalográficas: Microscópio Óptico de Reflexão, Microscópio Eletrônico de Varredura, teste de Dureza Vickers, Fluorescência de Raio - X e Espectroscopia de Energia Dispersiva. Através do diagrama de tensão e deformação para as faixas de temperatura, identificou-se que com a elevação da temperatura a probabilidade de retorno elástico é reduzida, pela diminuição da tensão de escoamento e de resistência máxima, mas isto acentuou a estrição e praticamente anulou a presença de encruamento. A microscopia, por sua vez, mostrou que em tratamentos com maiores temperaturas o resfriamento rápido induziu a formação de *Bainita* no HSLA e de *Martensita* no DP, enquanto que o resfriamento mais lento, no HSLA, promoveu a formação de *Perlita*. Visto isto, concluiu-se que os aços estudados não são indicados para processos de estampagem a quente, pela deterioração que suas principais propriedades sofrem quando expostas à altas temperaturas.

Palavras Chaves: Aços de alta resistência; Ensaio uniaxial de tração a quente; tratamento térmico.

ABSTRACT

In the last decades, due to the need of reduce ambiental problems caused by polluting gases, important changes in the industrial sector has been stimulated. In the automotive branch, specially, economically viable measures are searched to reduce the emission of polluting gases by intern combustion. In this contest, speculations are that the reduction of the vehicle weight would entail in a smaller fuel burn. To this goal, there is the challenge of selecting a material that shows he plasticity of conventional steels with elevated mechanical resistance, attending the structural demand with less material, decreasing the total weight of the component. As a possibility to this substitution, there are the high strength steels (HSS). Their mechanical properties allow reduced thickness in similar applications to the conventional steels. However, although the excellent performance, the acting of the HSS in the industry is limited, due, mainly, to its conformability. To overcome fragilization issues and elastic return, temperature elevation during the processes has been considered, for example: hot stamping. But, to understand the mechanical behave of these materials, as well the maintenance of its mainly properties in variety temperatures, it was necessary an investigation of the resulting crystal structure for different applied efforts. According to studies, this analysis can be made through tests with controlled deformation and temperature, followed by characterization of the alterations in the crystal lattice, like this, understanding how the structural changes affect the fundamental mechanical properties of the material. In this work, the high strength steels HSLA (high strength low alloy) and DP (Dual Phase) were submit to two distinct approaches: First one it's realized the thermic treatment with two cooling media (water and air). In this step, it's investigated exclusively the impact of temperature variation in the microstructure. In the second approach, deformation rate and temperature variation are combined in uniaxial tensile trials in high temperature with controlled velocity and temperature in standardized samples. In the end of each approach, the microstructural changes are investigated by metallography techniques: reflection optical microscope, scanning electron microscope, Vickers toughness test, X-ray fluorescence and dispersive energy spectroscopy. Through the stress and strain diagram for the temperature ranges, it was identified that with increasing temperature the probability of elastic return is reduced by decreasing yield stress and maximum strength, but this accentuated the stress and practically nullified the elasticity. presence of hardening. Microscopy, in turn, showed that in treatments with higher temperatures, rapid cooling induced formation of Bainite in HSLA and Martensite in DP, while slower cooling in HSLA promoted Perlite formation. Given this, it was concluded that the studied steels are not indicated for hot stamping processes, due to the deterioration that their main properties suffer when exposed to high temperatures.

Keywords: High strength steels; uniaxial hot tensile test; heat treatment.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS	28
FIGURA 2 - MICROESTRUTURA DE UM AÇO HSLA LAMINADO A FRIO	32
FIGURA 3 – PROJETOS ULSAB	35
FIGURA 4 - DIAGRAMA DE DUCTILIDADE X TENSÃO DE RUPTURA DAS CLASSES DE AHSS	36
FIGURA 5 - APLICAÇÃO DO AÇO DP NA CARROCERIA DOS AUTOMÓVEIS.....	37
FIGURA 6 - MICROGRAFIA DO AÇO DP600 COM ILHAS DE MARTENSITA EM UMA MATRIZ FERRÍTICA, EM (A) AUMENTO DE 800X E (B) 3500X.	39
FIGURA 7 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO TAMANHO DE GRÃO	40
FIGURA 8 - DIAGRAMA DE FASES FE-C.....	41
FIGURA 9 - ESQUEMATIZAÇÃO DA TOPOLOGIA DAS MICROESTRUTURAS COM DUAS FASES	42
FIGURA 10 - A) MICROESTRUTURA ESQUEMÁTICA E B) METALOGRÁFICA DO AÇO DP.....	42
FIGURA 11 - DIAGRAMA DE TENSÃO X DEFORMAÇÃO DOS AÇOS HSLA 350/450 E DP 350/600	44
FIGURA 12 - GEOMETRIA GENÉRICA DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIOS DE TRAÇÃO. A) COM SEÇÃO RETANGULAR; B) COM SEÇÃO CIRCULAR.	47
FIGURA 13 - REPRESENTAÇÃO DA ANISOTROPIA CRISTALOGRÁFICA.....	48
FIGURA 14 - DIAGRAMA DE TENSÃO E DEFORMAÇÃO	49
FIGURA 15 - EQUAÇÃO DE HOLLOMON LINEARIZADA.....	50
FIGURA 16 - ESQUEMATIZAÇÃO DO COMPORTAMENTO DA CURVA TENSÃO- DEFORMAÇÃO.....	53
FIGURA 17 - DESENHO ESQUEMÁTICO DOS COMPONENTES BÁSICOS DO MEV	56
FIGURA 18 – REPRESENTAÇÃO GENÉRICA DA MARCAÇÃO NO ENSAIO VICKERS.....	57
FIGURA 19 - REPRESENTAÇÃO DO RAIOS X	58
FIGURA 20 - ESQUEMA DE EXCITAÇÃO – AMOSTRA – DETECÇÃO.....	59
FIGURA 21 - HISTOGRAMA DE INTENSIDADE X ENERGIA - EDS.....	61

FIGURA 22 – IMAGENS VIA MEV COM AUMENTO DE 2000X. (a) FRATURA COM ALVÉOLOS (b) FRATURA INTERGRANULAR (c) FRATURA POR CLIVAGEM (d) FRATURA POR ESTRIAS.	62
FIGURA 23 - FRATURA TIPO CONE.	64
FIGURA 24 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS MICROMEKANISMOS DE FRATURA ALVEOLAR	64
FIGURA 25 - PARTÍCULAS ARREDONDADAS NO INTERIOR DOS ALVÉOLOS..	64
FIGURA 26 - CARACTERÍSTICAS DOS ALVÉOLOS. (A) ALVÉOLOS FORMADOS EM INCLUSÕES LONGADAS, (B) ALVÉOLOS LONGADOS, (C) DISTRIBUIÇÃO BI-MODAL DE ALVÉOLOS E (D) LINHAS DE DEFORMAÇÃO NO INTERIOR DOS ALVÉOLOS.	65
FIGURA 27 - COMPORTAMENTO DE UM MATERIAL DÚCTIL ANTES DA FRATURA, COM AMPLIAÇÃO EM (A) 6X, (B) 50X E (C) 250X.	66
FIGURA 28 - FRATURA FRÁGIL.	66
FIGURA 29 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS MICROMEKANISMOS DE FRATURA em a) CLIVAGEM ou TRANSGRANULAR e b) INTERGRANULAR	67
FIGURA 30 - MODO DE FRATURA POR CLIVAGEM.	68
FIGURA 31 - MICROMEKANISMOS DE FRATURA COMBINADA: COM REGIÕES DE CLIVAGEM, INTERGRANULAR E ALVEOLAR.	69
FIGURA 32 - IMAGENS DA SUPERFÍCIE DA FRATURA DO AÇO HSLA, AUMENTO DE 1500X. EM (A) E (B) ESTADO DE TRAÇÃO-COMPRESSÃO, (C) ESTADO DE PLANO DE DEFORMAÇÃO, (D), (E) E (F) ESTADO BIAxIAL DE TRAÇÃO.	70
FIGURA 33 - FRACTOGRAFIA DA SUPERFÍCIE DO AÇO TRIP600 E DP600 EM (A) TRIP600 – BAIXA TAXA DE DEFORMAÇÃO (B) TRIP600 – ALTA TAXA DE DEFORMAÇÃO, (C) DP600 – BAIXA TAXA DE DEFORMAÇÃO E (D) DP600 – ALTA TAXA DE DEFORMAÇÃO.	71
FIGURA 34 - CURVA DE DEFORMAÇÃO (FLUÊNCIA) PELO TEMPO DE DURAÇÃO DO ENSAIO, APRESENTANDO AS REGIÕES DE DEFORMAÇÃO. ...	72
FIGURA 35 - TIPOS DE FRATURAS PRESENTES EM CADA ETAPA	73
FIGURA 36 - ESTÁGIOS DA RECUPERAÇÃO DE METAL DEFORMADO A FRIO: A) EMARANHADO DE DISCORDÂNCIAS, B) FORMAÇÃO DE CÉLULAS, C)	

ANIQUILAÇÃO DE DISCORDÂNCIAS EM PAREDES DE CÉLULA E D) FORMAÇÃO DE SUBGRÃOS	75
FIGURA 37 - HETEROGENEIDADE NA DISTRIBUIÇÃO DAS REGIÕES RECRISTALIZADAS, COM AUMENTO DE 500X.....	75
FIGURA 38 - FLUXOGRAMA COM AS ETAPAS DE TRABALHO	77
FIGURA 39 - TEMPERATURAS UTILIZADAS NO TRATAMENTO TÉRMICO APLICADO NOS AÇOS	80
FIGURA 40 - EQUIPAMENTO SERVO-HIDRÁULICO PARA ENSAIOS MECÂNICOS	81
FIGURA 41 - CORPO DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO	82
FIGURA 42 - CURVAS DE AQUECIMENTO PARA OS ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	82
FIGURA 43 - AMOSTRAS DO AÇO HSLA 350/ TRATADAS A (A) 30°C; (B) 400°C; (C) 600°C; (D) 800°C; RESFRIADA EM ÁGUA E (E) 800°C RESFRIADA AO AR. ...	84
FIGURA 44 - POSICIONAMENTO DE PEÇAS FRATURADAS PARA ANÁLISE MEV.	85
FIGURA 45 - EMBUTIMENTO DA AMOSTRA FRATURA.....	86
FIGURA 46 - ESQUEMATIZAÇÃO DAS ENDENTAÇÕES NAS AMOSTRAS TRATADAS TERMICAMENTE.....	87
FIGURA 47 - ESQUEMATIZAÇÃO DO ENSAIO DE DUREZA VICKERS NA REGIAO DE FRATURA DAS AMOSTRAS TRACIONADAS	88
FIGURA 48 - ESQUEMATIZAÇÃO DAS ENDENTAÇÕES NAS AMOSTRAS FRATURAS EMBUTIDAS.	88
FIGURA 49 - REALIZAÇÃO DA ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA	90
FIGURA 50 - ESQUEMATIZAÇÃO DA APRESENTAÇÃO DAS MICROGRAFIAS ..	93
FIGURA 51 - DIAGRAMA DE TENSÃO X DEFORMAÇÃO – HSLA.....	94
FIGURA 52 - AMOSTRAS FRATURADAS DE HSLA	95
FIGURA 53 - DIAGRAMA DE TENSÃO X DEFORMAÇÃO VERDADEIRA – HSLA	95
FIGURA 54 – MICROSCOPIA DO HSLA PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 30 °C.....	97
FIGURA 55 - HSLA - MICROSCOPIA DA REGIAO DE FRATURA EM 30 °C – MEV.	98
FIGURA 56 - MICROSCOPIA DO HSLA PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 400 °C.....	99

FIGURA 57 - HSLA - MICROSCOPIA DO HSLA PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 600 °C.....	100
FIGURA 58 - HSLA - MICROSCOPIA DA REGIAO DE FRATURA EM 600 °C – MEV.	101
FIGURA 59 - HSLA - MICROSCOPIA DO HSLA PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 800 °C.....	102
FIGURA 60 - HSLA - MICROSCOPIA DO T.T. COM TEMPERATURA DE 800 °C – x20.000	103
FIGURA 61 - MICROSCOPIA DO HSLA PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 800 °C COM RESFRIAMENTO EM AR.....	104
FIGURA 62 - HSLA - MICROSCOPIA DO T.T. COM TEMPERATURA DE 800 °C (AR) – x20.000	105
FIGURA 63 - HSLA - MICROSCOPIA DA REGIAO DE FRATURA EM 800 °C – MEV.	105
FIGURA 64 - HSLA - MICROSCOPIA DO PERFIL DA FRATURA – NITAL.....	106
FIGURA 65 - HSLA - MICROSCOPIA DO PERFIL DA FRATURA – PICRAL.....	107
FIGURA 66 - PERFIL DE DUREZA VICKERS PARA AS AMOSTRAS DE HSLA TRATADAS TERMICAMENTE.....	108
FIGURA 67 - PERFIL HV (0,3 kgf) DE PATAMARES DE HSLA.....	109
FIGURA 68 - HV - PERFIL RETO DE HSLA.....	110
FIGURA 69 - EDS DO HSLA - SEM FRATURA - ESPECTRO_3	111
FIGURA 70 - DIAGRAMA DE TENSÃO X DEFORMAÇÃO – DUAL PHASE	112
FIGURA 71 - AMOSTRAS FRATURADAS DE DUAL PHASE.....	113
FIGURA 72 - DIAGRAMA DE TENSÃO X DEFORMAÇÃO VERDADEIRA – DUAL PHASE	113
FIGURA 73 - MICROSCOPIA DO DP PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 30 °C.....	114
FIGURA 74 - DP - MICROSCOPIA DA REGIAO DE FRATURA EM 30 °C – MEV.....	115
FIGURA 75 - MICROSCOPIA DO DP PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 400 °C.....	116
FIGURA 76 - MICROSCOPIA DO DP PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 600 °C.....	117

FIGURA 77 - DP - MICROSCOPIA DA REGIAO DE FRATURA EM 600 °C – MEV.	118
FIGURA 78 - MICROSCOPIA DO DP PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 800 °C.....	119
FIGURA 79 - MICROSCOPIA DO DP PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 800 °C COM RESFRIAMENTO EM AR.....	120
FIGURA 80 - DP - MICROSCOPIA DA REGIAO DE FRATURA EM 800 °C – MEV.	121
FIGURA 81 - MICROSCOPIA DO PERFIL DA FRATURA – NITAL.	122
FIGURA 82 - MICROSCOPIA DO PERFIL DA FRATURA – PICRAL.....	122
FIGURA 83 - PERFIL DE DUREZA VICKERS PARA AS AMOSTRAS DE DP TRATADAS TERMICAMENTE.....	123
FIGURA 84 - PERFIL HV DE PATAMARES DE HSLA.....	124
FIGURA 85 - HV - PERFIL RETO DE HSLA.....	125
FIGURA 86 - EDS DO DP - SEM FRATURA - ESPECTRO_4	127
FIGURA 87 - HSLA – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – NITAL. x500.	140
FIGURA 88 - HSLA – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – PICRAL. x500.	140
FIGURA 89 - HSLA – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – NITAL. x5000.	141
FIGURA 90 - HSLA – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – PICRAL. x5000.	141
FIGURA 91 - DUAL PHASE – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – NITAL. x500.....	142
FIGURA 92 - DUAL PHASE – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – PICRAL. x500.....	142
FIGURA 93 - DUAL PHASE – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – NITAL. x5000.....	143
FIGURA 94 - DUAL PHASE – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – PICRAL. x5000.....	143

FIGURA 95 - MICROCOPIAS DO HSLA APÓS TRATAMENTOS TÉRMICOS RESFRIADO AO AR – A) 30 °C; B) 400 °C; C) 600 °C; D) 800 °C – NITAL COM AUMENTO DE X500	144
FIGURA 96 - MICROCOPIAS DO HSLA APÓS TRATAMENTOS TÉRMICOS RESFRIADO AO AR – A) 30 °C; B) 400 °C; C) 600 °C; D) 800 °C – NITAL COM AUMENTO DE X1000	145
FIGURA 97 - MICROCOPIAS DO DP APÓS RATAMENTOS TÉRMICOS RESFRIADO AO AR – A) 30 °C; B) 400 °C; C) 600 °C; D) 800 °C – NITAL COM AUMENTO DE X500	145
FIGURA 98 - MICROCOPIAS DO DP APÓS RATAMENTOS TÉRMICOS RESFRIADO AO AR – A) 30 °C; B) 400 °C; C) 600 °C; D) 800 °C – NITAL COM AUMENTO DE X1000	146

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - NÍVEIS DE RESISTÊNCIA DOS AÇOS.....	28
Tabela 2 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO HSLA.....	29
Tabela 3 - COEFICIENTE DE ENDURECIMENTO POR SOLUÇÃO SOLIDA.	30
Tabela 4 - PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA PARA OS AÇOS MICROLIGADOS	33
Tabela 5 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO DUAL PHASE	37
Tabela 6 - PROPRIEDADES E APLICAÇÕES DO DP	38
Tabela 7 - CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS.....	43
Tabela 8 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO HSLA 350/440.....	79
Tabela 9 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO DP 350/600	79
Tabela 10 - FAIXA DE TEMPERATURA E SEU RESPECTIVO MEIO DE RESFRIAMENTO.....	80
Tabela 11 - DETALHES DE PROCESSO PARA AS AMOSTRAS ENSAIADAS	83
Tabela 12 - REAGENTES UTILIZADOS	84
Tabela 13 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO HSLA APRESENTADO NO EDXRF	110
Tabela 14 - EDS DO HSLA - SEM FRATURA - ESPECTRO_3.....	111
Tabela 15 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO DUAL PHASE APRESENTADO NO EDXRF	126
Tabela 16 - EDS DO DP - SEM FRATURA - ESPECTRO_4	127

LISTA DE SÍMBOLOS

SÍMBOLO	TERMO EM PORTUGUÊS	TERMO EM INGLÊS
E	Módulo de elasticidade (módulo de Young)	<i>Young's modulus</i>
L	Comprimento	<i>Length</i>
m	Sensibilidade à taxa de deformação	<i>Strain rate sensitivity</i>
n	Coefficiente de encruamento	<i>Strain hardening exponent</i>
R	Parâmetros anisotrópicos de Hill'48	<i>Anisotropy parameters</i>
r	Coefficiente de anisotropia normal	<i>Normal anisotropy</i>
t	Espessura do material; tempo	<i>Material thickness, time</i>
v	Velocidade de punção	<i>Punch speed</i>
W	Largura	<i>Width</i>
μ	Coefficiente de atrito	<i>Coefficient of friction</i>
ν	Coefficiente de Poisson	<i>Poisson's ratio</i>
ε	Deformação verdadeira	<i>True strain</i>
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de deformação	<i>Strain rate</i>
K	Coefficiente de resistência	<i>coefficient of strength</i>
σ	Tensão verdadeira	<i>True stress</i>
$\sigma\alpha$	Tensão de Fricção	<i>Frictional Stress</i>
YS	Tensão de Escoamento	<i>Yield stress</i>
$\Delta\sigma_{ppt}$	Endurecimento por Precipitação	<i>Hardening by Precipitation</i>
$L\alpha$	Distância livre Ferrítica média	<i>Free average distance Ferritic</i>
$d\alpha$	Tamanho de Grão Ferrítico	<i>Grain Size Ferritic</i>
$f\beta$	Fração volumétrica média de martensita (%)	<i>Average volumetric fraction Martensitic</i>
$d\beta$	Diâmetro médio das ilhas de martensita (μm)	<i>Average diameter of islands Martensitic (μm)</i>
Z	Número Atômico	<i>Atomic Number</i>

LISTA DE ABREVIações

AHSS	- Advanced High Strength Steels
ASTM	- American Society for Testing and Materials
BNDES	- Banco Nacional de Desenvolvimento Econômico e Social
BH	- Bake Hardening
CCC	- Cúbica de Corpo Centrado
CFC	- Cúbica de Face Centrada
CP	- Complex Phase
CDP	- Corpo de Prova
DL	- Direção de Laminação
DP	- Dual Phase
EDS	- Espectroscopia de Energia Dispersiva
FB	- Ferrítico-Bainítico
HC	- Hexagonal de Corpo Centrado
HF	- Hot - Formed
HSLA	- High Strength Low Alloy
HSS	- High Strength Steels
HV	- Hardness Vickers
IF	- Interstitial Free
LRT	- Tensão Limite de Resistência
MEV	- Microscopia Eletrônica de varredura
MS	- Martensitic Steel
TRIP	- Transformation Induced Plasticity
TT	- Tratamento Térmico
TWIP	- Twinning-Induced Plasticity
ULSAB	- Ultra Light Steel Body
ULSAC	- Ultra Light Steel Auto Closures
ULSAB - AVC	- The UltraLight Steel Auto Body Advanced Vehicle Concepts
ULSAS	- Ultra Light Steel Auto Suspensions
UTM	- Universal Test Machine

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	21
1.1 CONTEXTUALIZAÇÃO	21
1.2 FORMULAÇÃO DO PROBLEMA.....	22
1.3 JUSTIFICATIVA	24
1.4 OBJETIVO..	25
1.5 OBJETIVOS ESPECIFICOS	25
1.6 ESCOPO E ESTRUTURA DO TRABALHO	25
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	27
2.1 AÇOS AUTOMOTIVOS	27
2.1.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA CONVENCIONAIS.....	28
2.1.1.1 Aços Microligados.....	29
2.1.1.2 Microestrutura de aços microligados	31
2.1.1.3 Elementos de Liga nos Aços Microligados	32
2.1.1.4 Classe dos aços microligados	33
2.1.2 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA	34
2.1.2.1 Classificação dos aços avançados de alta resistência	35
2.1.2.2 Aços bifásicos	36
2.1.2.3 Obtenção dos aços bifásicos.....	38
2.1.2.4 Classificação dos aços bifásicos	41
2.1.2.5 Elementos de liga no aço bifásico	43
2.1.3 COMPARAÇÃO ENTRE HSLA e DP	43
2.2.1 PRINCIPAIS PROCESSOS DE ESTAMPAGEM	45
2.2.2 ESTAMPAGEM A QUENTE	45
2.3 ENSAIOS MECÂNICOS.....	46
2.3.1 TRAÇÃO UNIAXIAL	46
2.3.2 CORPOS DE PROVA	47
2.3.2.1 Anisotropia...	47
2.3.3 DIAGRAMA DE TENSÃO DE DEFORMAÇÃO	49
2.3.3.1 Curva Real	50
2.3.4 ENCRUAMENTO	51
2.3.5 ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE.....	51
2.3.5.1 Efeitos da temperatura e da taxa de deformação no escoamento	52

2.4 ANÁLISES DAS PROPRIEDADES DOS MATERIAIS	54
2.4.1 METALOGRAFIA	54
2.4.2 MICROSCOPIA ÓTICA	54
2.4.3 FUNCIONAMENTO DA MICROSCOPIA ÓTICA	55
2.4.4 MICROSCOPIA DE VARREDURA ELETRÔNICA – MEV	55
2.4.4.1 Funcionamento do MEV	56
2.4.5 ENSAIO DE DUREZA VICKERS	56
2.4.6 FLUORESCÊNCIA DE RAIOS-X	57
2.4.6.1 Fundamentos da fluorescência de raios-x.....	58
2.4.6.2 Limitação da fluorescência de raios-x	59
2.5 ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA.....	60
2.6 FRATURAS.....	61
2.6.1 MICROMECHANISMOS DE FRATURA DOS MATERIAIS METÁLICOS.....	62
2.6.2 FRATURA DUCTIL.....	63
2.6.3 FRATURA FRÁGIL.....	66
2.6.3.1 Origem da fratura frágil.....	67
2.6.4 MICROMECHANISMOS DE FRATURAS COMBINADOS	68
2.6.4.1 Estudos anteriores de Fraturas em Aços de Alta Resistencia.....	69
2.6.5 FRATURA POR FLUÊNCIA	71
2.7 RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO EM METAIS	73
2.7.1 ASPECTO MICROESTRUTURAL - RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO.....	74
3 MATERIAIS E METODOLOGIA	77
3.1 MATERIAIS UTILIZADOS	78
3.2 PROCESSOS DE TRATAMENTO TÉRMICO.....	79
3.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO Á QUENTE	80
3.4 AMOSTRAS - TRATAMENTO TÉRMICO	83
3.4.1 ATAQUE QUÍMICO	84
3.5 AMOSTRAS – TRAÇÃO À QUENTE	85
3.6 MICROSCOPIA – ÓPTICA E ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	86
3.7 DUREZA VICKERS	86
3.7.1 DUREZA VICKERS – TRATAMENTO TERMICO.....	86
3.7.2 DUREZA VICKERS – TRAÇÃO À QUENTE.....	87

3.8 FLUORESCÊNCIAS DE RAIOS-X.....	89
3.9 ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA.....	89
3.9.1 LIMITAÇÕES DO EDS.....	91
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	92
4.1 HSLA – TRAÇÃO A QUENTE.....	94
4.2 HSLA – MICROSCOPIA.....	96
4.3 HSLA – MICROSCOPIA OTICA DA FRATURA.....	106
4.4 HSLA – PERFIL DE DUREZA VICKERS – TRATAMENTO TÉRMICO	108
4.5 HSLA – PERFIL DE DUREZA VICKERS – TRAÇÃO A QUENTE	109
4.6 HSLA – FLUORESCENCIA DE RAIOS – X.....	110
4.7 HSLA – ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA	111
4.8 DUAL PHASE – TRAÇÃO A QUENTE	112
4.9 DUAL PHASE – MICROSCOPIA	113
4.10 DUAL PHASE – MICROSCOPIA OTICA DA FRATURA.....	122
4.11 DUAL PHASE – PERFIL DE DUREZA VICKERS – TRATAMENTO TÉRMICO	123
4.12 DUAL PHASE – PERFIL DE DUREZA VICKERS – TRAÇÃO A QUENTE.....	124
4.13 DUAL PHASE - FLUORESCENCIA DE RAIOS – X.....	126
4.14 DUAL PHASE - ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA.....	127
5 CONCLUSÕES	128
5.1 MICROSCOPIA DO TRATAMENTO TÉRMICO	128
5.2 MICROSCOPIA DA TRAÇÃO A QUENTE.....	128
5.3 DADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO Á QUENTE.....	129
5.4 ENSAIO DE DUREZA VICKERS DO TRATAMENTO TÉRMICO	129
5.5 PERFIL DE DUREZA VICKERS DA TRAÇÃO A QUENTE	130
5.6 FLUORESCÊNCIA DE RAIOS-X E ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA.....	130
5.7 CONCLUSÃO GERAL	131
5.8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	131
REFERÊNCIAS	133
APÊNDICES A – IMAGENS METALOGRAFÍCAS DO TRATAMENTO TÉRMICO.	140
APÊNDICES B – IMAGENS METALOGRAFÍCAS REFERENTES AO TAMANHO DE GRÃO PARA AS TEMPERATURAS DE TRATAMENTO TÉRMICO.....	144

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONTEXTUALIZAÇÃO

Amplamente utilizada em diversos ramos industriais como: linha-branca, montadoras automotivas, construção civil e etc. a conformação mecânica trabalha no regime plástico de deformação e isto aumenta a complexidade de sua operação.

Para este processo de fabricação, a indústria automotiva que é extremamente competitiva, vem motivando o desenvolvimento de novos materiais para . Maior representatividade disto são os programas ULSAB - *Ultra-Light Steel Body*, um consórcio internacional determinante no avanço tecnológico de carrocerias destinadas a veículos ultraleves e ULSAB - AVC - *Advanced Vehicle Concepts* visa a aplicação de novos aços, processos de fabricação avançados de veículos de classe C europeu. (ISSI, 2002; SOUZA, 2008). Simplificadamente, o maior desafio é desenvolver um material que equilibre duas propriedades: Alta resistência mecânica e alta capacidade de deformação plástica, proporcionando alta estampabilidade. Este cenário facilitaria a criação de designs inovadores, menor custo de produção, maior precisão no controle de processos e carcaças com pesos reduzidos (XU et al., 2011).

Para Araújo e Naveiro (1999), preocupações ambientais também pressionam o desenvolvimento de uma nova realidade automobilística. Esta por sua vez, força o mercado automotivo a criar meios para reduzir a emissão de gases poluentes gerados na queima dos combustíveis.

Neste cenário, uma demanda para materiais inovadores se torna real.

Os Aços de Alta Resistência (*High Strength Steels* – HSS) se apresentam como opção para os problemas citados. Sua elevada resistência mecânica e ductibilidade possibilitam seu manuseio com menores espessuras que as empregadas em aços tradicionais, ou seja, com seu peso reduzido os automóveis exigem menos potência para um mesmo desempenho. O fim das contas é claro, com parcelas menores de energia requisitada, consecutivamente, diminui-se a queima de gases e a emissão de seus reagentes (YU et al., 2011; SCHAEFFER, 2017).

Aços de Alta Resistência de fato, associam boa ductibilidade com elevada resistência mecânica, devido a uma meticulosa forma de fabricação que origina sua

complexa microestrutura (FARIA NETO et al., 2012), isto dificulta a previsão de seu comportamento mecânico, sendo fundamental para planejamento da produção.

Cuidados com sua aplicabilidade ocorrem em uma escala macroestrutural: sendo comum a ocorrência de retorno elástico; E em escala microestrutural: quando submetido a variações de temperatura tende a apresentar fases e constituintes diferenciados, que interferem diretamente nas propriedades dos materiais.

Sendo a conformação a quente uma opção para solucionar o problema de retorno elástico, compreender a sua microestrutura em diferentes temperaturas instigou este estudo (GORNI, 2010; LIU *et al.*, 2010) e (SOUZA, 2013).

1.2 FORMULAÇÃO DO PROBLEMA

Na indústria automobilística, aços de alta resistência são amplamente utilizados na conformação de chapas, pois sua resistência mecânica elevada combinada a sua alta conformabilidade são propriedades significativas para esta operação (FARIA NETO et al., 2012). Apesar deste contexto favorável, o domínio total da aplicabilidade desta categoria de aços, relativamente nova, ainda apresenta grandes desafios para a indústria, principalmente, quando se trata de retorno elástico no seu comportamento mecânico durante processos de fabricação, como a estampagem.

Pode-se assimilar este fenômeno justamente com as propriedades dos AHSS, pois seu elevado limite de escoamento é o principal responsável do efeito mola no material. Isso pode ser percebido ao se examinar o gráfico da tensão versus deformação. Como para estes aços a inclinação da parte elástica da curva, caracterizado como módulo de elasticidade, é aproximadamente constante, uma tensão de escoamento mais elevada representa uma deformação elástica maior.

Uma das formas para se evitar o problema do retorno elástico é fazer com que o aço seja estampado a quente, onde o aumento da temperatura gera uma maior deformabilidade e uma redução dos esforços necessários para a conformação (BUENO et al., 2018).

Considerando a estampagem a quente uma opção de solução ao problema realtado, agregar conhecimentos referentes a estes materiais, em diferentes condições, tornou-se indispensável. Fomentou-se a realização de estudos por parte

da comunidade pesquisadora da metal mecânica, buscando desenvolver meios de analisar os HSS. Diante disso, tem-se a dificuldade que as informações dos fabricantes não são específicas e não cobrem todas as necessidades para a compreensão do comportamento dos materiais em condições específicas de processo. Chiaverini (1986), por sua vez, aponta os ensaios mecânicos e metalográficos como uma boa alternativa para simular, ou assemelhar o máximo possível, os esforços que os materiais são submetidos durante o processamento fabril e em sua aplicação. E naturalmente, análises laboratoriais eficazes para o mapeamento do comportamento mecânico destes materiais.

Para uma compreensão melhor do comportamento mecânico de um aço, primeiramente, suas respectivas propriedades devem ser conhecidas, pois estão diretamente relacionadas à microestrutura do material, ou seja, o arranjo atômico e/ou molecular de seus componentes químicos, fases e constituintes. (CHIAVERINI, 1986).

Dado que no processo de conformação, a resistência mecânica e a plasticidade são propriedades predominantes para a utilização de um material, torna-se fundamental conhecer a microestrutura dos aços de alta resistência, para assim as correlacionar. Mapear a influência que as mudanças na rede cristalina do material exercem sobre suas propriedades, quando submetido a diferentes condições de trabalho, é um passo fundamental para um conhecimento completo de qualquer metal (BRESCIANI FILHO, 2017).

Neste cenário de alteração estrutural atômica nos aços, estudos mostram que variação da temperatura de operação, taxa de deformação, e outros fatores podem ser fontes de energias para mudanças de fase, criação ou dissolução de microconstituintes dentro da rede cristalina dos materiais. Estas mudanças microestruturais são classificadas como fenômenos não espontâneos, ou seja, são dependentes de uma ação externa. Exemplo disto é o efeito TRIP – *Transformation Induced Plasticity*, que é obtido através da deformação e variação de temperatura (NOGUEIRA, 2013).

Ensaio de tração a quente surge como uma possibilidade de simulação destes esforços, pois com um controle preciso dos parâmetros de processo, tem-se a combinação da variação de temperatura com uma taxa de deformação específica.

Estudos apontam que a variação da temperatura durante o processo de conformação pode influenciar os limites de deformação de determinados materiais. Mas ainda há pouca correlação entre eles, ou seja, empregando-se maiores temperaturas de trabalho em alguns materiais, uma maior conformabilidade se apresenta. (KIM et al, 2008), (SINGH et al, 2010), (GOUD et al, 2014), (ZHANG et al, 2014) e (HUSSAINI et al, 2015).

A taxa de deformação também atua diretamente na microestrutura de um material. O arranjo atômico é mecanicamente forçado a se alterar, à medida que é submetido á forças uniaxiais de direções opostas. (NOGUEIRA, 2013).

Após a realização de ensaios mecânicos padronizados, ensaios metalográficos e técnicas de análise são meios de identificar essas transformações micro/macro estruturais.

1.3 JUSTIFICATIVA

Para a seleção de um material, prever a resposta que este dará aos esforços que lhe serão impostos é fundamental. Esta previsão pode ser baseada no conhecimento de suas propriedades e limitações.

Tendo em vista que ensaios mecânicos simulam a situações reais de aplicação dos materiais, para entender o comportamento dos aços de alta resistência: HSLA e o DUAL PHASE, o ensaio de tração a quente é um meio de identificar o real papel que, simultaneamente, a variação de temperatura de operação e a taxa de deformação exercem em alterações na microestrutura e consequentemente, nas propriedades.

Ao se ensaiar por tração á quente amostras padronizadas de aços HSS, especula-se a ocorrência de fragilização em uma faixa de temperatura quando submetida simultaneamente a uma taxa de deformação.

Esta fragilização seria proveniente de alterações na rede cristalina responsáveis por elevar a dureza do material de forma significativa. Estas mudanças são: área de contornos de grão e/ou formação de microconstituintes e/ou fases retidas.

A linha de HSS é considerada relativamente nova no meio da metal mecânica, e visando um banco de dados comparativo, ao fim dessas mudanças

estruturais obtidas por meio do ensaio de tração, viu-se a necessidade de agregar conhecimentos dos materiais os submetendo a tratamentos térmicos seguidos de análises.

1.4 OBJETIVO

A metodologia utilizada neste trabalho objetiva analisar as alterações microestruturais dos aços de alta resistência, quando submetidos exclusivamente a variações térmicas, e quando combinadas a taxas de deformações.

1.5 OBJETIVOS ESPECIFICOS

- Realizar tratamentos térmicos com diferentes meios de resfriamento a fim de mapear o impacto na microestrutura dos materiais;
- Em amostras padronizadas, realizar ensaios de tração com velocidade controlada, em diferentes temperaturas a fim de mapear o impacto que a temperatura e a deformação causam na microestrutura de uma forma combinada;
- Realização de análise microscópica, perfil de dureza vickers e espectroscopia são ensaios complementares para avaliar as mudanças de propriedades correlacionadas às mudanças microestruturais.

1.6 ESCOPO E ESTRUTURA DO TRABALHO

Este trabalho se destina a estudar o efeito da temperatura, da taxa de deformação e de resfriamento em dois aços de alta resistência, a partir de práticas que simulem a combinação destes parâmetros de forma controlada.

O próximo capítulo é composto por uma revisão dos principais conceitos para a formulação desta ideia. Pesquisas sobre os HSS, sua aplicação e suas limitações são desenvolvidas ao longo do texto. Bem como, a descrição dos possíveis fenômenos estudados com suas causas e efeitos.

No capítulo 3, são detalhadas a metodologia de trabalho, o planejamento dos testes e avaliações que foram realizadas no material.

Os resultados encontrados compõem o capítulo 4.

Conclusão e sugestões para trabalhos futuros estão explanados no capítulo 5, sequenciado então pelo apêndice A e B, finalizando este estudo.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Com os avanços tecnológicos, problemas ambientais surgiram e conseqüentemente novas leis foram criadas para direcionamento deste contexto.

Coutinho (2012), presidente do Banco Nacional de Desenvolvimento Econômico e Social (BNDES) afirmou que carros são os “delinquentes da sustentabilidade” pelos impactos socioambientais que por eles são gerados. (informação verbal).¹

Sendo a emissão de gases um dos principais problemas ambientais atualmente, a proposta que a indústria automobilística apresenta é reduzir o peso dos carros por meio de uma estrutura formada com aços mais resistentes, ou seja, que viabilizam a utilização de chapas com menores espessuras nos processos de conformação mecânica. (WELLE, 2016).

Diante disso, materiais relativamente novos ganham espaço na área automotiva, especificamente na área de estampagens, visando soluções dos problemas citados. No campo dos metais, os HSS estão ganhando espaço dos aços convencionais.

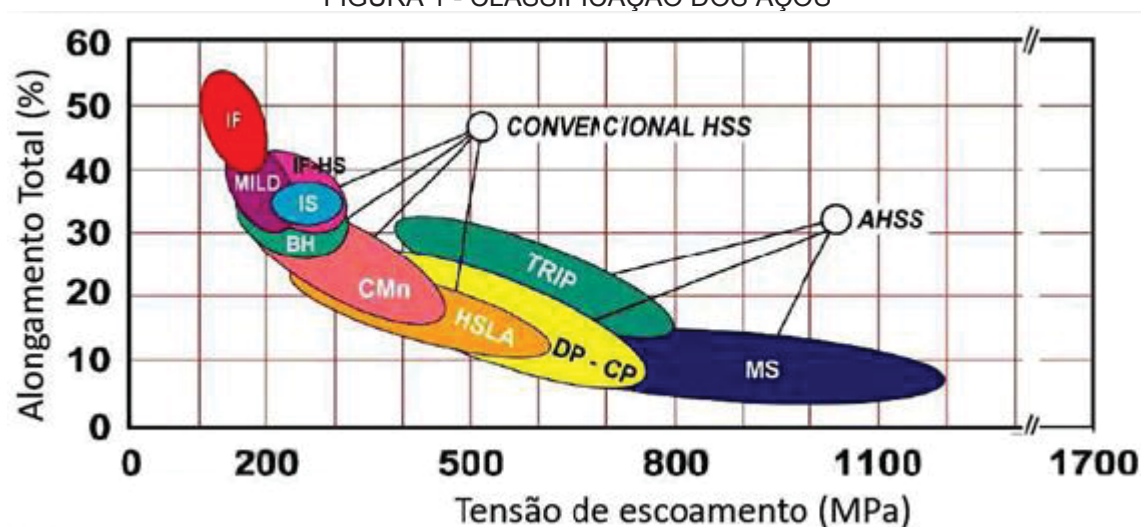
2.1 AÇOS AUTOMOTIVOS

O avanço tecnológico trouxe à indústria produções mais requintadas dos aços, que proporcionaram a criação de materiais mais complexos. Os **Aços Convencionais de Alta resistência** (*High Strength Steels* – HSS) e paralelamente, os **Aços Avançados de Alta Resistência** (*Advanced High Strength Steels* – AHSS) são exemplos importantes.

A FIGURA 1 apresenta um comparativo da conformabilidade de uma variedade de materiais pertencentes às categorias citadas acima.

¹ Conferência Ethos Internacional, 2012 – São Paulo

FIGURA 1 - CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS



FONTE: Adaptado de WORLD AUTO STEEL (2014).

A ULSAB sugeriu os níveis de resistência destes aços como mostrado na Tabela 1, abaixo:

Tabela 1 - NÍVEIS DE RESISTÊNCIA DOS AÇOS

Tipo de Aço	Resistência ao Escoamento (MPa)
Aço Doce	140 – < 210
Aço de alta resistência	210 – 550
Aço avançado de Alta Resistência	> 550

FONTE: Adaptado de ASM Handbook (2006).

2.1.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA CONVENCIONAIS

Uma das principais linhas de aços são os *High Strength Steel* - HSS, estes apresentam elevada resistência mecânica à tração e dureza.

Seu diferencial é sua faixa de resistência elevada que é atingida por tratamentos térmicos específicos, adição de micro-ligas ou até a junção de ambos (DEMERI, 2006).

Sua microestrutura apresenta interstícios livres semelhantes ao aço doce, (LAJARIN, 2012). Podem ser classificados em aços microligados, ou do inglês, *High Strength Low Alloy* - HSLA; Aços controladamente envelhecidos, conhecidos como *Bake-Hardening* – BH; Aços livres de intersticiais ou *Interticious Free* – IF (MARCONDES, 2017, não publicado)².

² MARCONDES, P. Curso de graduação em Engenharia Mecânica – UFPR, Curitiba, 2017.

2.1.1.1 Aços Microligados

Aços de alta resistência e baixa liga – ARBL ou *High Strenght Low Alloy* – HSLA são conhecidos como aços Microligados e recebem este nome por sua elevada resistência ser devida à inclusão de elementos via os mecanismos de endurecimento intersticiais e substitucionais, isto, combinado com um característico refino do tamanho de grão (WORLDAUTOSTEEL, 2014).

Segundo Colaço (2005), nos aços ARBL o endurecimento é provocado pela adição dos elementos de liga em forma de solução sólida e por precipitação de finas dispersões de carbonetos, o que conduz ao refinamento da microestrutura do aço. Resultando na combinação de alta tensão de escoamento e elevada ductilidade.

Por possuírem alta resistência à tração e soldabilidade os aços de alta resistência e baixa liga são largamente utilizados na indústria automotiva e em fabricação de tubos de grande diâmetro para transporte de gás e em construção de navios (RODRIGUES; PERELOMAD; SANTOS, 2000).

Outras considerações sobre os HSLA são apresentadas no decorrer do texto em comparações com aços avançados de alta resistência.

A composição química genérica para aços microligados é apresentada na tabela 2:

Tabela 2 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO HSLA

Composição Química (wt %)

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ni	B	Ti	N
0,08	1,70	0,25	0,021	0,002	0,029	0,033	0,058	0,17	0,0024	0,026	0,0048

FONTE: Adaptado de RODRIGUES; PERELOMAD; SANTOS (2000).

Gorni (2008) explicou mecanismos de endurecimentos presentes nesta classe de aços e a forma de analisa-las.

A *solução sólida* é um dos mecanismos de endurecimento presente neste tipo de aço, e decorre da presença de átomos de elementos de liga solubilizados no reticulado do elemento solvente – no caso, o *Fe*. Diante disto, o teor em peso do soluto atua diretamente no efeito do endurecimento por solução sólida. A tabela 3

mostra elementos de liga compatíveis com estes aços e seu impacto na sua resistência mecânica (GORN, 2008B).

Tabela 3 - COEFICIENTE DE ENDURECIMENTO POR SOLUÇÃO SOLIDA.

Elemento	P	Sn	Cu	Ni
Fator (MPa/% peso)	680	124	39	31

FONTE: Adaptado de GORN, (2008).

Por sua vez, o mecanismo de endurecimento por *refino de tamanho de grão* ($\Delta\sigma_{tg}$) é quantificado pela equação de Hall-Petch (1):

$$\Delta\sigma_{tg} = \frac{k_{tg}}{\sqrt{d}} \quad (1)$$

- $\Delta\sigma_{tg}$ – Endurecimento por refino do Tamanho de Grão
- k_{tg} – Constante dependente do elemento de liga
- d – Tamanho do Grão

O endurecimento por precipitação ($\Delta\sigma_{ppt}$) é o mais significativo nos aços microligados, em razão das pequenas partículas que se precipitam na ferrita durante o resfriamento lento desses aços após laminação a quente ou tratamento térmico. As características das partículas precipitadas determinam a intensidade da dureza final.

Sua aplicação prática é restrita, já que nos aços microligados os precipitados que aumentam a dureza somente podem ser detectados por microscopia eletrônica de transmissão, cuja complexidade dificulta muito a obtenção das grandes massas de dados necessárias para o ajuste estatístico das equações experimentais.

O endurecimento por discordâncias ($\Delta\sigma_{disc}$) ocorre em aços microligados com constituintes formados em temperaturas relativamente baixas como, por exemplo: ferrita acicular ou bainita. A ferrita acicular, ao contrário da poligonal, contém discordâncias em sua estrutura que aumentam sua resistência mecânica.

Eventualmente, esse tipo de endurecimento pode ocorrer na própria ferrita poligonal, originadas na transformação da austenita em temperaturas relativamente altas.

A ferrita rejeitada durante essa transformação se concentra em uma pequena fração de austenita remanescente, que assim ganha temperabilidade e se estabiliza momentaneamente. Dessa forma, ela só irá se transformar posteriormente, sob temperaturas relativamente baixas, formando constituintes aciculares, como ferrita acicular, bainita ou mesmo martensita. O volume desses constituintes é significativamente maior em relação à austenita que lhes deu origem. Isso gera tensões de compressão na matriz de ferrita poligonal já existente, deformando-a localmente e gerando discordâncias na mesma, as quais também exercem efeito endurecedor.

(GORNI, 2008B).

2.1.1.2 Microestrutura de aços microligados

Esta liga apresenta uma estrutura interna multifásica: composta por Ferrita poligonal, Perlita, Bainita e Martensita. Esta variedade é obtida por um meticuloso tratamento termomecânico combinado com uma composição química específica. (RODRIGUES; PERELOMAD; SANTOS, 2000).

Possui um baixo teor de elementos de liga: carbono, entre 0,05% e 0,25%; Manganês, até 2%; pequenas frações de cobre, níquel, nióbio, nitrogênio, vanádio, cromo, molibdênio, titânio, cálcio, elementos de terras raras ou de zircônio podem ser encontradas. (LAJARIN, 2012). Através desse recurso de microligas, os HSLA apresentam uma maior resistência mecânica devido às precipitações dos mesmos, que os endurece. (NIKOLAS, 2016).

A microestrutura dos aços microligados é diretamente responsável pelo endurecimento em metais. O fortalecimento é obtido por uma combinação de mecanismos, veja:

- Endurecimento pela adição de elementos de liga de substituição. Este mecanismo normalmente contribui com cerca de 10% do total de fortalecimento.

- O endurecimento por precipitação pela adição de pequenas quantidades (< 0,1%) de elementos microligantes tais como nióbio, vanádio, titânio e alumínio, isoladamente ou em combinação. Estes efeitos podem contribuir com até 25% do total de fortalecimento.

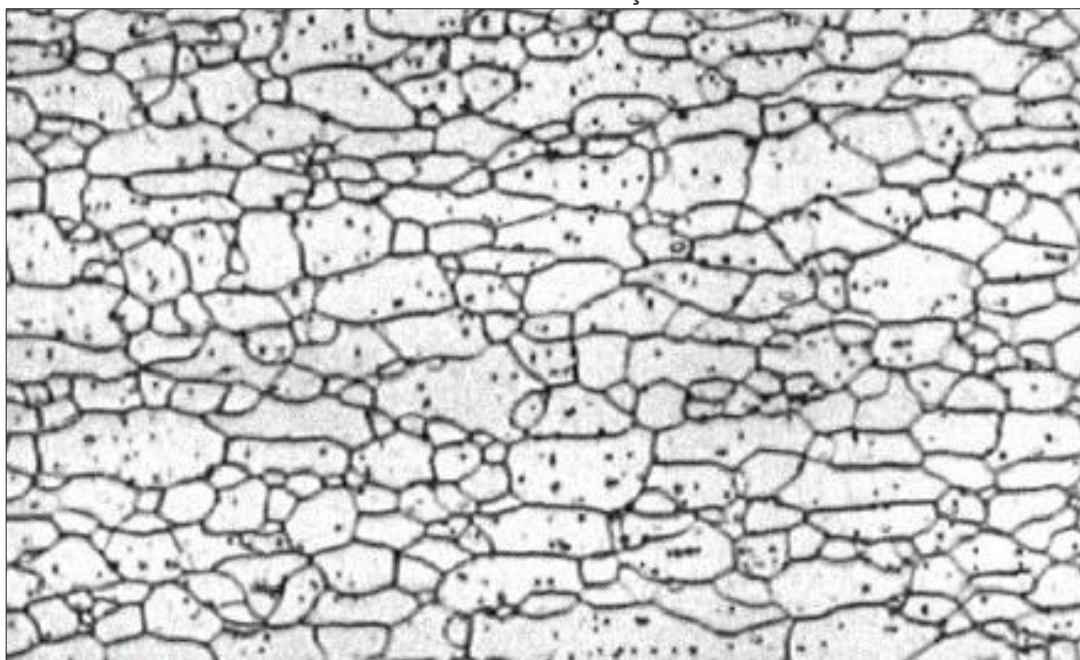
- Redução do tamanho de grão alcançada principalmente pela adição de elementos microligantes e o uso de práticas avançadas de laminação controlada. A adição dos elementos microligantes aumenta a temperatura de recristalização da

austenita, o que possibilita que os passes finais da laminação a serem realizados em uma região de não recristalização. Melhorias na prática de laminação permitem que a passada final realmente seja realizada a uma temperatura próxima, mas geralmente ainda acima, da temperatura A3. Grãos muito pequenos são então produzidos quando a austenita presente após a laminação final se transforma em ferrita durante o resfriamento subsequente.

•Endurecimento pela formação de Bainita, que contém grãos de Ferrita com morfologia acicular. Uma contribuição pequena, mas valiosa, para o fortalecimento pode ser obtido (SAMUELS, 1999).

A FIGURA 2 apresenta a microscopia da estrutura interna dos aços microligados laminados a frio.

FIGURA 2 - MICROESTRUTURA DE UM AÇO HSLA LAMINADO A FRIO



FONTE: Adaptado de ASM INTERNATIONAL, METALLOGRAPHER'S GUIDE (2002).

2.1.1.3 Elementos de Liga nos Aços Microligados

Vários elementos de liga são adicionados aos aços para melhorar seu desempenho. A tabela 4 que apresenta a função específica dos principais elementos de liga utilizados nos microligados.

Tabela 4 - PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA PARA OS AÇOS MICROLIGADOS

Elemento	Função	Elemento	Função
Carbono	Aumento da resistência e a dureza por meio da solução sólida.	Alumínio	Aumento da dureza e da resistência pelo refinamento de grão. Desoxidante.
Manganês	Aumento da dureza e resistência a corrosão e desgaste.	Boro	Aumento da temperabilidade. Intensifica as funções dos demais elementos de endurecimento.
Fósforo	Aumento da dureza e da usinabilidade	Titânio	Aumento da dureza pelo refinamento de grão. Desoxidante. Fixador no Nitrogênio em aços tratados com Boro.
Silício	Aumento da dureza, resistência a oxidação e melhorias de propriedades elétricas, magnéticas e de temperabilidade.	Enxofre	Aumento da usinabilidade

FONTE: Adaptado de ASM INTERNATIONAL, METALLOGRAPHER'S GUIDE (2002).

Entendendo a função de cada elemento de liga, podemos correlacionar as propriedades quantificadas nos ensaios mecânicos com a composição química.

2.1.1.4 Classe dos aços microligados

Segundo o ASM Handbook (2001) os aços HSLA possuem um baixo teor de carbono (0,05 a 0,25% C) e para produzir adequada conformabilidade e soldabilidade podem conter um teor de manganês de até 2,0%. Pequenas quantidades de cromo, níquel, molibdênio, cobre, nitrogênio, vanádio, nióbio, titânio e zircônio são usadas em várias combinações. Diante desta composição química refinada, os HSLA podem ser divididos em categorias, veja algumas delas:

- Resistentes à corrosão atmosférica (*weathering steels*): Apresentam pequenas quantidades de elementos de liga como cobre e fósforo para melhorar a resistência à corrosão atmosférica pelo mecanismo de endurecimento chamado solução sólida.
- Microligados de estrutura ferrítica-perlítica (Microalloyed ferrite-pearlite steels,): contêm pequenas adições - até 0,10% - de elementos formadores de carbonetos como nióbio, vanádio e / ou titânio para reforço de precipitação, refinamento de grãos e possibilitam o controle de temperatura de transformação.

- Perlíticos Laminados (*As-rolled pearlitic steels*): incluem carbono e manganês, mas que também podem ter pequenas adições de outros elementos de liga para aumentar a resistência, dureza, conformabilidade e soldabilidade.
- Acicular ferrite – low-carbon bainite steels: com baixos teores de carbono (menos de 0,08%), combina alto limite de escoamento, soldabilidade, conformabilidade e boa tenacidade, devido á formação da ferrita acicular.

2.1.2 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Em 1994, um programa chamado *Ultra Light Steel Auto Body* – ULSAB foi criado por 35 produtoras de chapas, para projetar uma carroceria automotiva mais leve que atendesse a gama de exigencias de segurança e desempenho.

.Um dos principais colaboradores para o sucesso da ULSAB foi uma nova classe de aço chamado AHSS – *Advanced High-Strength Steels*. A família AHSS possuía microestruturas únicas utilizando complexos processos de transformação de fase para obter combinações de resistência e ductilidade nunca antes realizadas. Mais projetos foram realizados para explorar a capacidade do aço de atender outras demandas, FIGURA 3:

- *Ultra Light Steel Auto Closures* – ULSAC: Desenvolveram capôs e portas de baixo custo com AHSS;
- *Ultra Light Steel Auto Body Advanced Vehicle Concepts* - ULSAB-AVC: aperfeiçoou os métodos de fabricação em conjunto com novos materiais;
- *Ultra Light Steel Auto Suspensions* - ULSAS - desenvolvimento de novas classes de AHSS.

FIGURA 3 – PROJETOS ULSAB



FONTE: adaptado de WORLDAUTOSTEEL (2017).

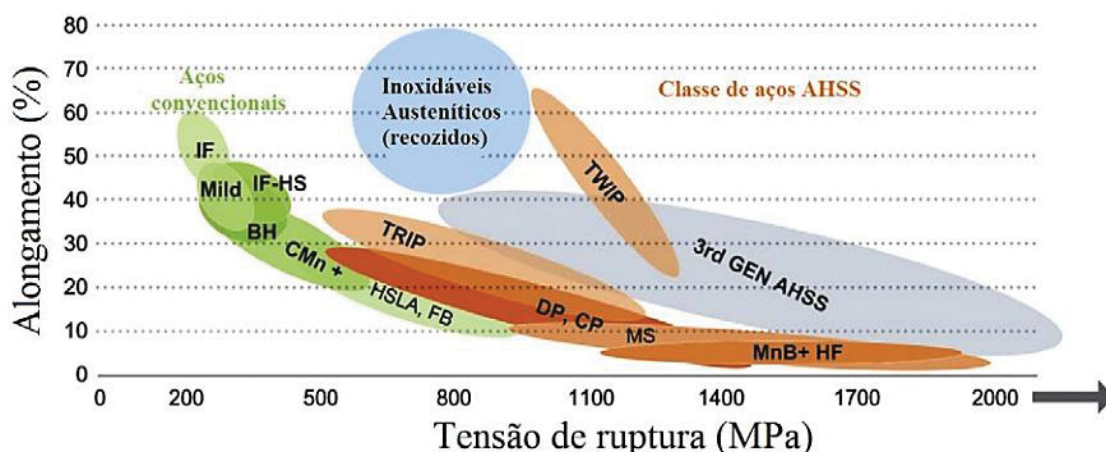
Com isto, desde a ULSAB, o sucesso dos aços avançados motivaram as siderúrgicas a continuarem pesquisando novos tipos de AHSS para difundir na produção (WORLDAUTOSTEEL, 2017).

2.1.2.1 Classificação dos aços avançados de alta resistência

Por serem complexos e sofisticados, com composições químicas cuidadosamente selecionadas e microestruturas multifásicas resultantes de processos de aquecimento e resfriamento precisamente controlados, vários mecanismos de endurecimento são empregados. Devido a isso, uma classificação para estes aços se fez necessária.

Os AHSS podem ser divididos em quatro grupos principais: Aço bifásico (*Dual Phase – DP*); *Transformation Induced Plasticity – TRIP*; Aço de Fase Complexa (*Complex Phase – CP*); Aço Martensítico (*Martensitic Steel – MS*) Aço Ferrítico-Bainítico (FB); Aços de moldagem a quente a base de boro (*Hot-Formed – HF*); Aços com plasticidade induzida por maclação (*Twinning-Induced Plasticity – TWIP*) completam a lista, FIGURA 4 (WORLDAUTOSTEEL, 2017).

FIGURA 4 - DIAGRAMA DE DUCTILIDADE X TENSÃO DE RUPTURA DAS CLASSES DE AHSS



FONTE: Adaptado de VIDILLI e BOLFARINI (2018).

Todos os AHSS são produzidos controlando a composição química e a taxa de resfriamento da austenita ou austenita + ferrita na saída do laminador a quente ou na seção de resfriamento do forno de recozimento contínuo (WORLAUTOSTEEL, 2017).

2.1.2.2 Aços bifásicos

No fim da década de 1970 uma microestrutura mais complexa que as ferríticas e ferríticas - perlíticas foi criada, uma junção de duas fases. Estas fases consistiam de 80 a 85% de ferrita poligonal macia somada a 15 a 20% de Martensita dura.

Falando de uma maneira simplificada, diz-se que os aços bifásicos apresentam “ilhas” de Martensita ou Bainita dispersas em uma matriz ferrítica pura fazendo com que o material apresente escoamento contínuo - ou seja, ausência de patamar de escoamento - e isto lhe proporciona um limite de escoamento entre 300 e 380 MPa, um coeficiente de encruamento entre 0,2 e 0,3, faixa que é considerada como alta e por fim, um limite de resistência entre 600 e 655 MPa (GORNI, 2008).

Quando deformados plasticamente, as tensões de compressão induzidas na matriz ferrítica pelas ilhas de martensita facilitam o fluxo do material diminuindo o valor do limite de escoamento e eliminando o patamar. Porém, com a sequência da própria deformação plástica, as restrições do fluxo de material colocadas por meio

das ilhas de martensita levam a um encruamento significativo, podendo resultar em um componente conformado com alta resistência mecânica (GORNI, 2008B).

O carbono alimenta a formação de martensita, em taxas específicas de resfriamento aumentando a temperabilidade desses aços, além disso, torna a martensita um endurecedor soluto na ferrita, assim como o silício e o fósforo. O manganês, o cromo, o molibdênio, o vanádio e o níquel, adicionados individualmente ou combinados, também podem ajudar a aumentar esta propriedade. A adição destes elementos é minuciosa, a fim de não comprometer a utilização deste material em outros processos de fabricação (INTERNATIONAL IRON & STEEL INSTITUTE, 2005). Na tabela 5 apresenta a composição química genérica do Dual Phase:

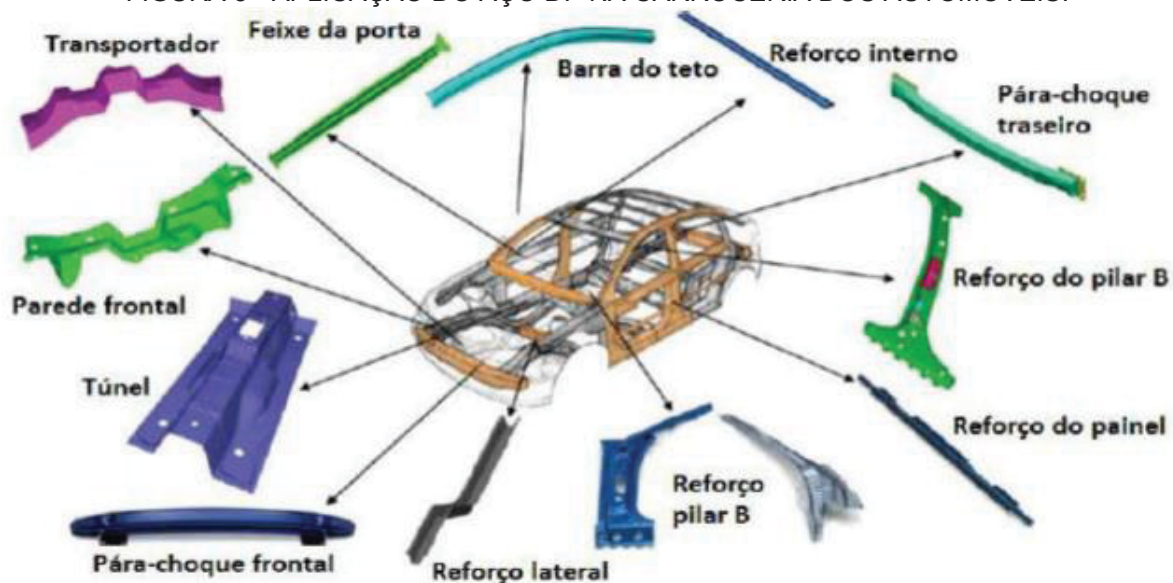
Tabela 5 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO DUAL PHASE

Composição Química (wt %)							
C	Mn	Si	P	S	Al	Cu	B
0,23	3,3	2,0	0,090	0,015	0,010	0,2	0,006

FONTE: Empresa Magnetto Automotiva, 2018.

Todas essas características fazem do “Dual Phase” uma opção interessante para componentes estruturais e de segurança nos automóveis, FIGURA 5 e na tabela 6.

FIGURA 5 - APLICAÇÃO DO AÇO DP NA CARROCERIA DOS AUTOMÓVEIS.



FONTE: OLIVEIRA et al. (2017)

Tabela 6 - PROPRIEDADES E APLICAÇÕES DO DP

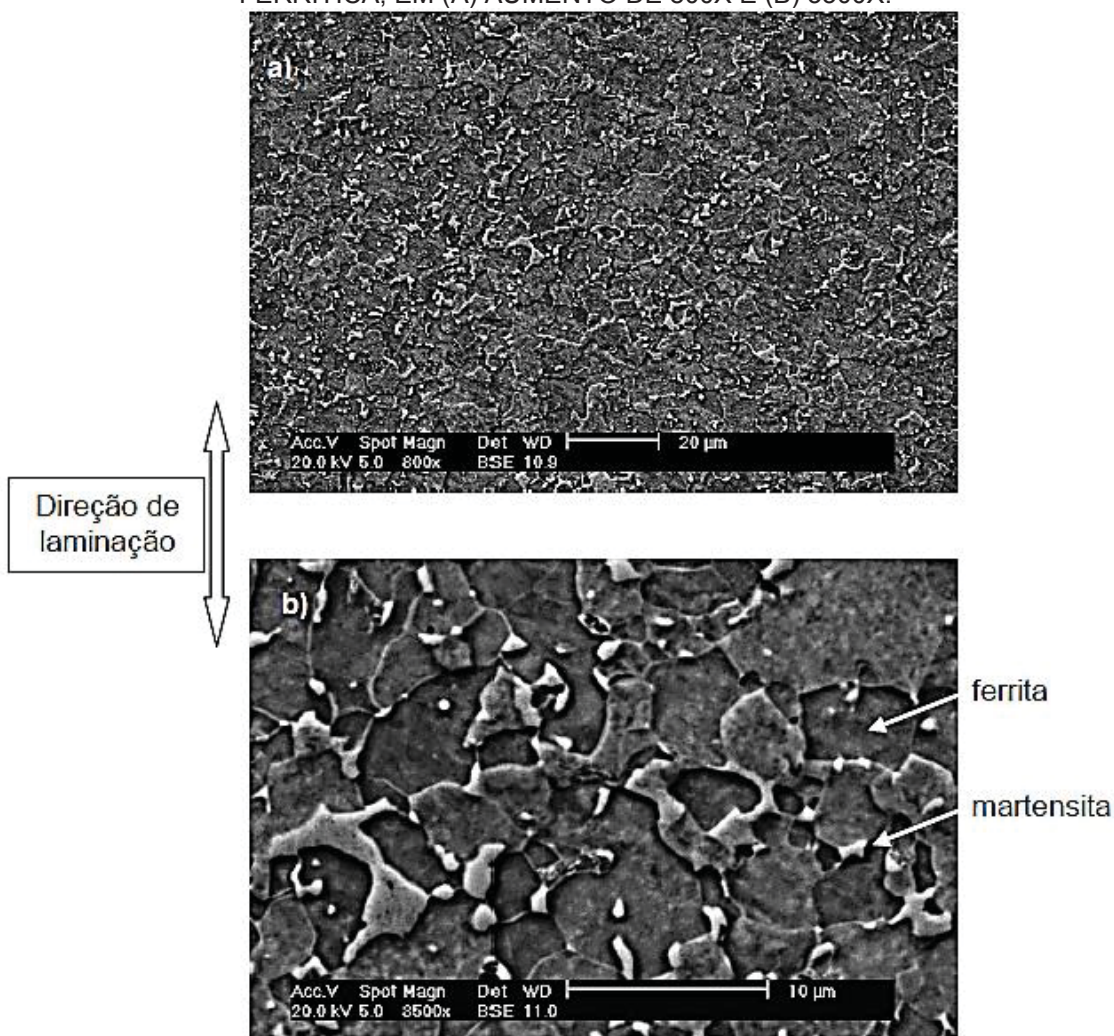
	Tensão de escoamento	Resistencia à Tração	Aplicações Automobilísticas
DP 300	300	500	Teto e Porta Externa
DP 350	350	600	Capô e Para-lama
DP 500	500	800	Amortecedor traseiro
DP 600	600	980	Berço do Motor

FONTE: adaptado de WORLDAUTOSTEEL (2017).

2.1.2.3 Obtenção dos aços bifásicos

Os aços DP – Ferrita e Martensita – são produzidos por resfriamento controlado a partir da fase austenita por meio da laminação a quente ou da fase Ferrita bifásica e austenita para produtos recozidos laminados a frio e revestidos por imersão a quente, transformando um pouco de austenita em ferrita antes que um resfriamento rápido transforme a austenita restante em martensita. Devido ao processo de produção, uma pequena quantidade de outras fases (bainita e austenita retida) pode estar presente, FIGURA 6.

FIGURA 6 - MICROGRAFIA DO AÇO DP600 COM ILHAS DE MARTENSITA EM UMA MATRIZ FERRÍTICA, EM (A) AUMENTO DE 800X E (B) 3500X.

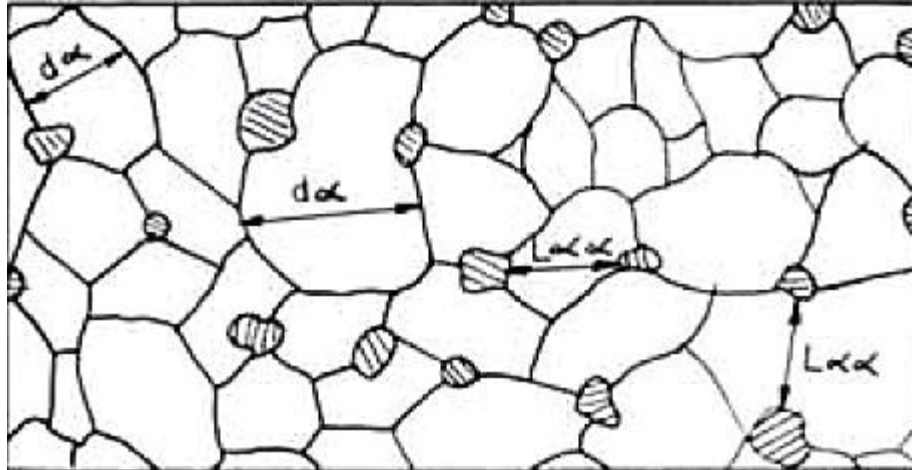


FONTE: Adaptado de TIGRINHO (2011).

As propriedades mecânicas dos aços que apresentam duas fases em sua microestrutura são influenciadas por dois fatores: pelo tamanho de grão da fase matriz e da segunda fase; A forma como a segunda fase se dispõe sobre a fase predominante, ou seja, a distância média entre as ilhas de martensita é um dos principais parâmetros microestrutural que define o limite de escoamento (GRUPIONI, 2012).

Neste contexto, a equação de *Hall-Petch* é alterada no caso dos aços bifásicos, considerando o caminho livre disponível para as discordâncias delimitado pelos contornos ferrita-martensita, e não mais pelos contornos de grão ferríticos, ou seja, o valor do tamanho de grão ($d\alpha$) deve ser substituído pela distância livre ferrítica média ($L\alpha$), como representado na, FIGURA 7.

FIGURA 7 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO TAMANHO DE GRÃO



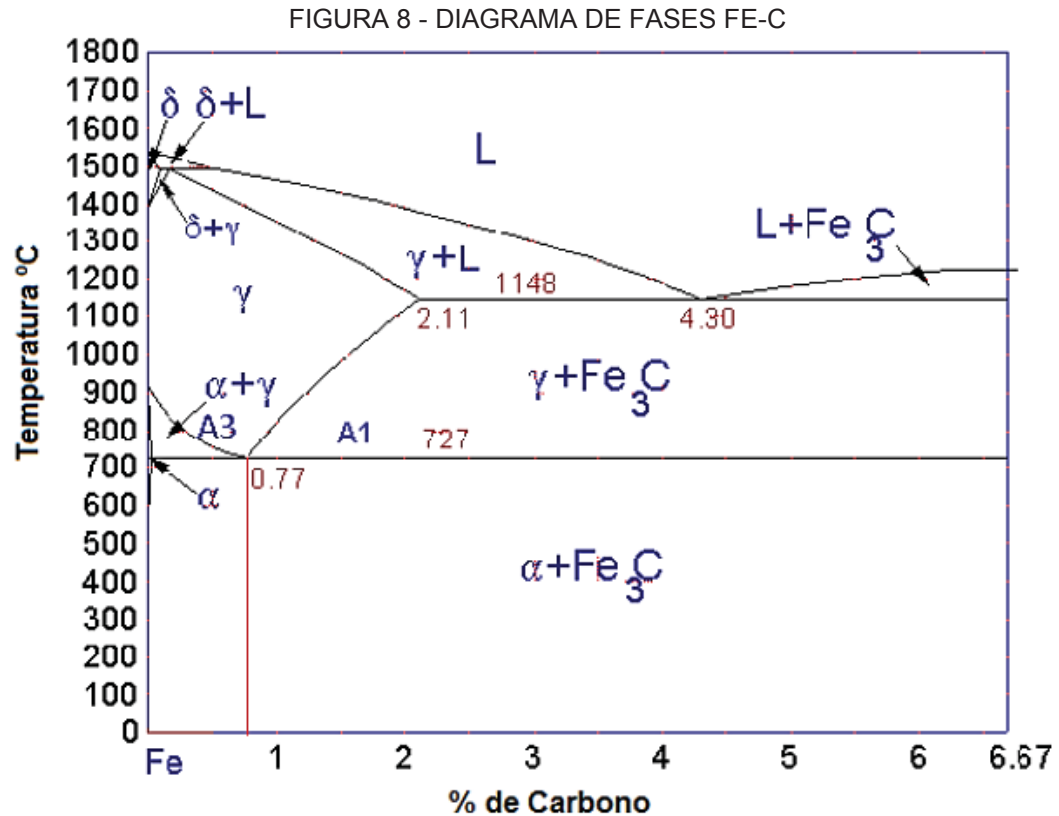
Fonte: Adaptado de GORNI (2008 B).

Considerando o contexto acima, a tensão limite de resistência deve considerar a distância livre ferrítica média, sendo inversamente proporcional ao alongamento uniforme, veja na equação 6.

$$TS = 266 + 548 \sqrt{\frac{1}{L_{\alpha\alpha}}} + 1741 \sqrt{\frac{f_{\beta}}{d_{\beta}}} \quad (6)$$

- TS – Tensão Limite de resistência
- $L_{\alpha\alpha}$ – Distância livre ferrítica média
- f_{β} – fração volumétrica média de martensita (%)
- d_{β} – diâmetro médio das ilhas de martensita (μm)

Os aços dual-phase são produzidos através do tratamento térmico de recozimento intercrítico, com aquecimento entre as linhas A1 e A3, no campo ferrítico-austenítico do diagrama de fases Fe-C, FIGURA 8, seguindo-se de um resfriamento controlado (MAYRA E GAYDEN, 2005).



FONTE: Adaptado de SPEICH (1990).

Aços baixo carbono laminados a quente e a frio podem ser utilizados para sua fabricação, sendo que a perlita é transformada em austenita durante o aquecimento, enquanto grande parte da estrutura ferrítica se mantém retida. O processo consiste em elevar a temperatura até à zona intercrítica (campo de estabilidade da ferrita e austenita no diagrama Fe-C) onde há a formação de grãos de austenita numa matriz ferrítica. Seguidamente o material é arrefecido para ser obtida martensita a partir de austenita. Contudo, esta taxa de arrefecimento deve ser elevada para inibir a formação de bainita e/ou perlita (SPEICH, 1990).

2.1.2.4 Classificação dos aços bifásicos

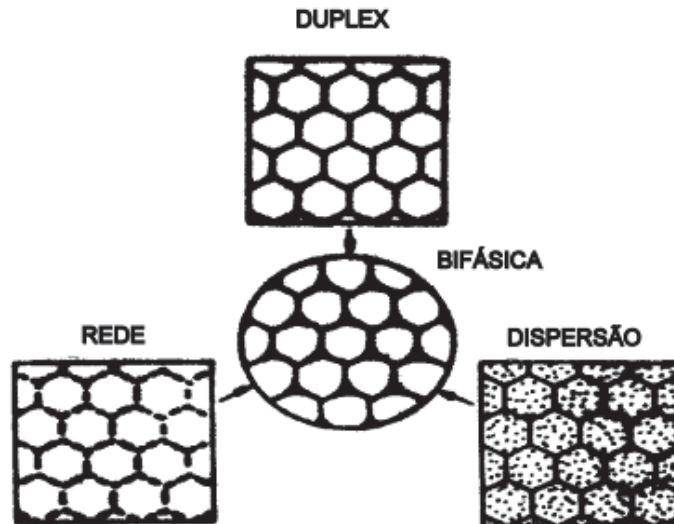
Hornbogen et al. (1980) classificaram as microestruturas bifásica em três tipos principais, propondo por fim um modelo topológico para a mesma:

Duplex: as duas fases dominam igualmente a microestrutura e estão presentes em cristais de igual tamanho.

Dispersão: partículas de segunda fase totalmente espalhadas e isoladas entre si pela fase matriz, isto que concede conformabilidade do material.

Rede: a segunda fase se localiza exclusivamente nos contornos de grão da fase matriz. Os tipos de microestrutura podem ser vistos esquematicamente na FIGURA 9.

FIGURA 9 - ESQUEMATIZAÇÃO DA TOPOLOGIA DAS MICROESTRUTURAS COM DUAS FASES



FORNTE: HORNBOGEN (1980) e GORNI (2009).

A FIGURA 10 mostra uma microestrutura esquemática e metalográfica do aço DP, que contém ferrita mais ilhas de martensita. Repare que a fase da ferrita é geralmente contínua. Quando esses aços se deformam, a deformação é concentrada nesta fase de menor resistência que circunda as ilhas de martensita, criando a alta taxa inicial de endurecimento de trabalho exibida por esses aços.

FIGURA 10 - A) MICROESTRUTURA ESQUEMÁTICA E B) METALOGRAFICA DO AÇO DP.



FORNTE: adaptado de WORLDAUTOSTEEL (2017).

2.1.2.5 Elementos de liga no aço bifásico

O carbono é o principal responsável pela formação e fortalecimento da martensita em taxas práticas de resfriamento, aumentando a temperabilidade do aço. O manganês, cromo, molibdênio, vanádio e níquel, adicionados individualmente ou combinados, também ajudam a aumentar a temperabilidade. Essas adições são cuidadosamente balanceadas para produzir propriedades mecânicas exclusivas.

2.1.3 COMPARAÇÃO ENTRE HSLA e DP

No trabalho a seguir, dois aços específicos serão observados:

- HSLA350/440;
- DP350/600.

As informações apresentadas são acessadas por profissionais, fornecidas por fabricantes para auxiliar na aplicabilidade destes materiais. A começar pela tabela 7 que contém algumas das características dos aços em questão.

Tabela 7 - CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS

Especificação do aço	Tensão limite de Escoamento (MPa)	Tensão limite de Resistência (MPa)	Alongamento total (%)
HSLA 350/440	350	450	23 – 27
DP 350/600	350	600	24 – 30

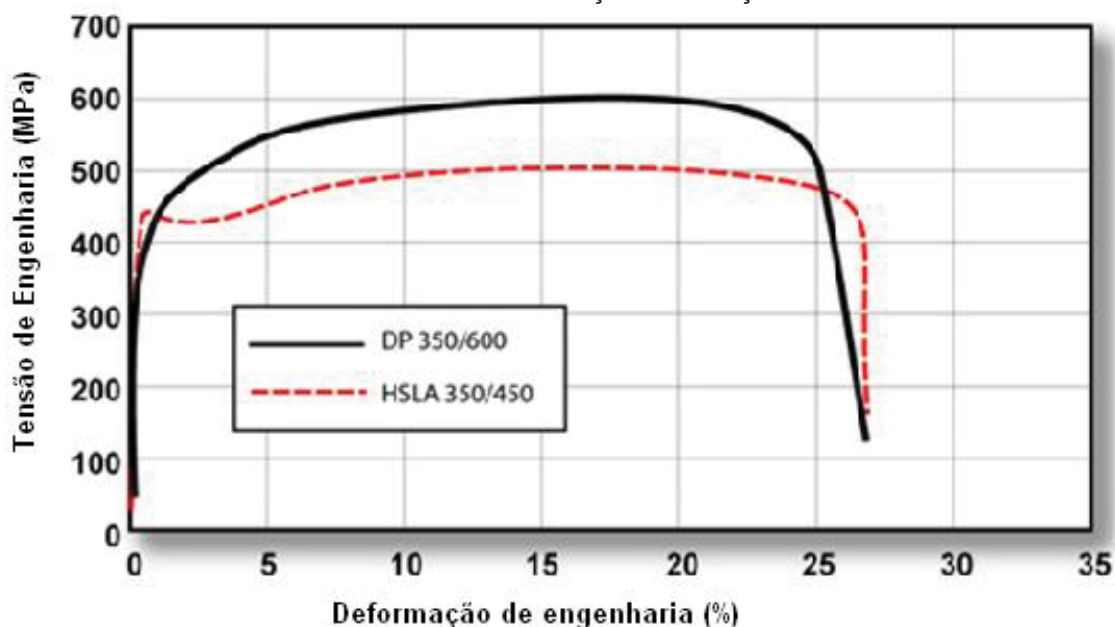
FONTE: Adaptado de ARCELOR MITTAL (2014).

Os aços Dual Phase possuem resistência mecânica relativamente maior que a dos aços convencionais. Esta propriedade é devida a fase Martensítica em forma de ilhas dispersas atuando como obstáculo no movimento das discordâncias [IISI 006]. Além disso, quando sofre deformação, esta se concentra na fase Ferrítica de menor resistência envolvendo as ilhas dispersas de martensita dura, criando uma taxa de encruamento excepcional. Conseqüentemente, a elevada taxa de encruamento também proporciona um efeito benéfico na vida à fadiga, pois retarda ou até impede o crescimento de trincas (IISI, 2006).

Referente ao comportamento mecânico destes materiais, as curvas de Tensão x Deformação plotadas como mostrado na FIGURA 11, a fim de visualizar

mais claramente a tensão máxima de resistência e a influencia do coeficiente de encruamento – n , fator determinante na conformabilidade das chapas.

FIGURA 11 - DIAGRAMA DE TENSÃO X DEFORMAÇÃO DOS AÇOS HSLA 350/450 E DP 350/600



FONTE: WORLD AUTO STEEL (2014).

Os aços Dual Phase são capazes de absorver mais energia que os aços convencionais, ou seja, melhor resistência ao impacto, devido à sua maior tensão de escoamento. Conseqüentemente, uma área maior da curva tensão-deformação com elevada taxa de encruamento, o que faz com que as tensões se distribuam durante a deformação (SOUTO, N.M. 2011).

Sob o ponto de vista microscópico, o aço HSLA350/440 é composto por uma matriz Ferrítica, com um alto refino dos contornos de grãos que são sitiados por elementos de liga em forma de carbonetos. Por sua vez, o aço DP350/600 é formado por ilhas de Martensita dispersas em uma matriz ferrítica.

2.2 ESTAMPAGEM

Processo de conformação mecânica geralmente a frio, que compreende um conjunto de operações, por intermédio das quais uma chapa plana é submetida a transformações por corte ou deformação, de modo a adquirir uma nova forma geométrica (CAVERSAN E BENAZZI, 2012). Uma deformação plástica do metal,

sendo considerada fria, quando realizada abaixo da temperatura de recristalização do material conformado.

2.2.1 PRINCIPAIS PROCESSOS DE ESTAMPAGEM

Segundo Caversan e Benazzi (2012) as principais operações dentro da estampagem podem ser divididas nas seguintes classes:

- Operações de corte: Corte, entalhe, puncionamento, recorte e transpasse;
- Operações de deformação: Dobramento, repuxo, extrusão, cunhagem e forjamento a frio.

2.2.2 ESTAMPAGEM A QUENTE

Gorn (2010) nos conta que a estampagem a quente não é um processo exatamente novo, tendo seu início em 1973 na Suécia. Atualmente ela é empregada para a produção de componentes de reforço estrutural para carros, cujas características – tamanhos relativamente grandes, formatos complexos e altos níveis de resistência mecânica – tornam difícil o uso de aços AHSS estampado a frio.

Um dos inconvenientes da utilização dos aços avançados de alta resistência é o retorno elástico, ou seja, efeito mola. Devido ao retorno elástico o material, após ser conformado na matriz, apresenta uma alteração na sua forma devido à recuperação da sua deformação elástica (NADERI et al., 2011).

Uma das formas para se evitar o problema do retorno elástico é fazer com que o aço seja estampado a quente, onde o aumento da temperatura, comumente acima da recristalização do material, gera uma maior conformabilidade e uma redução dos esforços necessários para a conformação (NIKRAVESH, 2012).

Bueno et al. (2018) afirma que o processo de estampagem a quente une duas características desejáveis no processo de conformação de chapas: maiores deformações do material e elevada resistência mecânica a peça final.

O processo de estampagem a quente comumente denominado Press Hardening ou Hot Stamping. E Naderi (2011) define que a estampagem a quente consiste em conformar o material e, tratá-lo termicamente dentro da matriz. Esse

tratamento térmico consiste na têmpera da chapa, obtendo-se uma peça final com microestrutura predominantemente martensítica.

Essa microestrutura martensítica confere à peça elevado valor de tensão de escoamento.

2.3 ENSAIOS MECÂNICOS

Para a confecção de qualquer projeto estrutural é fundamental ter o domínio das características, ou em termos mais técnicos, conhecer as propriedades intrínsecas dos materiais utilizados.

Diante deste desafio, como opção para determiná-las, simulações dos reais esforços que estes componentes irão ser submetidos são desenvolvidas a fim de reconhecer seu comportamento. Estas simulações são chamadas de ensaios mecânicos.

A natureza da carga aplicada, a duração de sua aplicação e as condições ambientais são os principais fatores dos ensaios mecânicos. Onde os esforços podem ser tração, compressão ou cisalhamento. Outros três parâmetros devem ser considerados: Modo de aplicação – a magnitude pode variar de constante ao longo do tempo ou então flutuar continuamente; Tempo de aplicação – uma extensa faixa pode ser utilizada, variando de uma fração de segundo até se estender por anos; Condições ambientais – neste tópico, a temperatura tem o principal papel como influência (TEÓFILO, 2014, não publicado) ³.

2.3.1 TRAÇÃO UNIAXIAL

Chiaverini (1986) afirma que, se uma barra metálica é tracionada paulatinamente, ela sofre uma deformação progressiva, ou seja, um aumento em seu comprimento.

Sob este contexto, para mapear a resistência a tração de um material, entre outras propriedades, tem-se a criação do Ensaio de Tração Uniaxial.

³ TEÓFILO, J. B. L. Curso de Engenharia Naval da UFPA, 2014. Não publicado.

Este teste consiste em submeter um corpo de prova padronizado á forças uniaxiais de sentidos opostos até seu rompimento. Onde esta aplicação de esforços e a deformação são monitoradas por um transdutor ou servo-motor e um extensômetro, respectivamente, conectados ao maquinário. Os resultados são apresentados justamente, em função da deformação pela carga aplicada, ou vice-versa (HERRING, 2013).

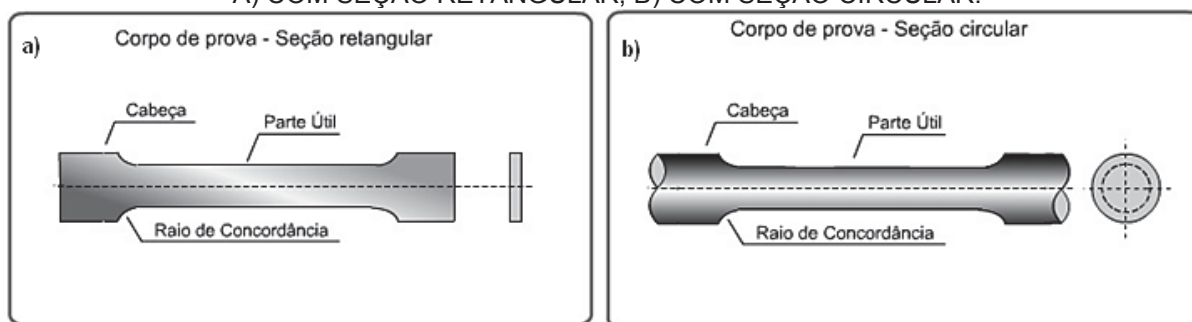
A tração com temperatura controlada utiliza câmara de aquecimento do corpo de prova e um extensômetro adaptado.

2.3.2 CORPOS DE PROVA

Para realização dos ensaios de tração, assim como na maioria, corpos de prova devem ser fabricados de forma padronizada.

A seção transversal do corpo de prova pode ser circular ou retangular dependendo da forma e dimensão do produto de onde for extraído, como são representadas genericamente na FIGURA 12. A análise das propriedades mecânicas de um metal depende da precisão com que os corpos de prova são preparados (CENTRO DE INFORMAÇÃO METAL MECÂNICA, 2017).

FIGURA 12 - GEOMETRIA GENÉRICA DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIOS DE TRAÇÃO.
A) COM SEÇÃO RETANGULAR; B) COM SEÇÃO CIRCULAR.



FONTE: Adaptado de CENTRO DE INFORMAÇÃO METAL MECÂNICA (2017).

2.3.2.1 Anisotropia

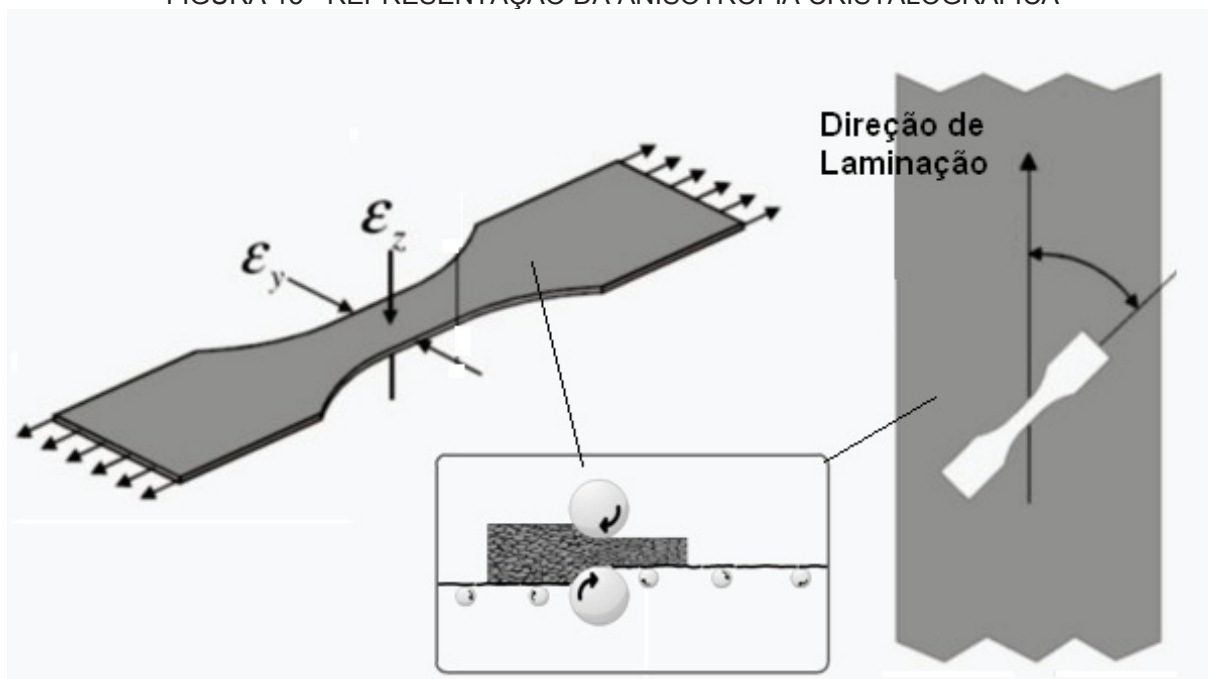
Um fenômeno relevante que ocorre em metais submetidos ao processo de laminação é a anisotropia. Este se caracteriza pelo desempenho desigual do material quando deformado em diferentes direções relativas a direção de laminação.

Srouf Junior (2002) destaca que a anisotropia consiste simplesmente em uma orientação preferencial que o metal adquire após um grande esforço mecânico, seguido de uma agressiva deformação plástica. Pode ser chamada de anisotropia cristalográfica, representada na FIGURA 13. Neste processo, eventualmente, a anisotropia se intensifica pelo alinhamento dos grãos, inclusões, vazios, segregação ou alinhamento de uma segunda fase precipitada.

Neste contexto, fica evidente a importância deste fenômeno ser considerado na preparação e extração dos corpos de provas do material a ser estudado pelo ensaio de tração.

A direção destas fibras tem forte influencia na distorção dimensional dos componentes e há uma tendência de concordância entre elas e a direção que ocorre maior deformação. Exemplo, se três corpos de prova com mesmo material e geometria forem extraídos de diferentes direções, estas apresentam distintas porcentagens de deformações. Este fato, por sua vez, é precursor da dificuldade em prever o comportamento real de um metal laminado.

FIGURA 13 - REPRESENTAÇÃO DA ANISOTROPIA CRISTALOGRAFICA



FONTE: DO AUTOR (2017).

2.3.3 DIAGRAMA DE TENSÃO DE DEFORMAÇÃO

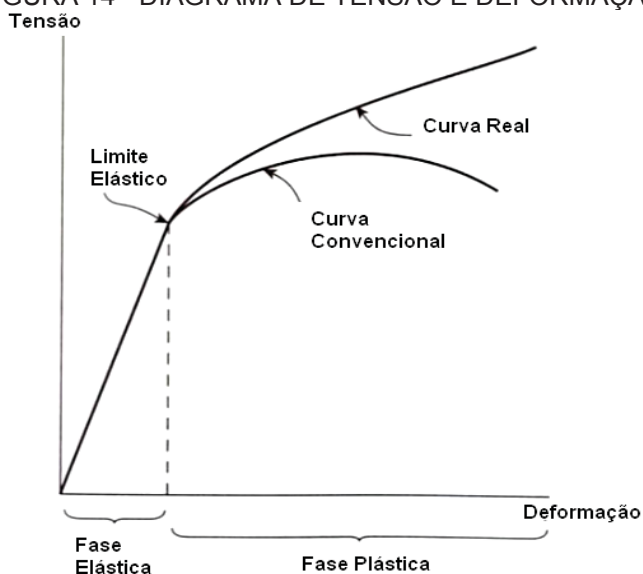
A forma como os resultados de um ensaio de tração são apresentados é através de um diagrama, onde a curva é formada ponto a ponto com dados cedidos pela máquina de tração, como mostra a FIGURA 14.

A relação existente entre a tensão aplicada – carga dividida pela área da secção transversal da peça que está sendo tracionada – e a deformação resultante pode ser mais facilmente acompanhada com assistência visual, na forma de um diagrama “tensão-deformação”, em que a tensão é lançada no eixo das ordenadas e a deformação no eixo das abscissas. (CHIAVERINI, 1986, p. 93)

Durante o ensaio de tração, devido a um estado triaxial de tensão um fenômeno chamado estrição ocorre, afetando diretamente o comportamento do corpo de prova, ou mais especificadamente, a resistência mecânica do material.

Estricção ou “empescoçamento” é a redução da secção transversal da amostra ensaiada (SOUZA, 1982). Esta variação de área tracionada dá origem a chamada curva de engenharia, ou curva verdadeira de deformação. Sua principal diferença da curva convencional é que, no regime de deformação plástica, esta se eleva até o ponto de ruptura. Diferentemente da convencional, onde uma queda de tensão é apresentada, após atingir o ponto máximo de resistência mecânica, como ilustrado na FIGURA 14 (AZEVEDO, N. B.; DONATO, G. H. B., 2010).

FIGURA 14 - DIAGRAMA DE TENSÃO E DEFORMAÇÃO



FONTE: AUTOR (2017)

2.3.3.1 Curva Real

Se durante o processo de estrição, fosse possível a determinação da Tensão nominal de instante em instante, por meio da equação 7, onde a tensão que depende da Força e da Área de secção transversal. Nisto, notar-se-ia um aumento da curva de deformação.

$$\sigma = \frac{\vec{F}}{A_0} \quad (7)$$

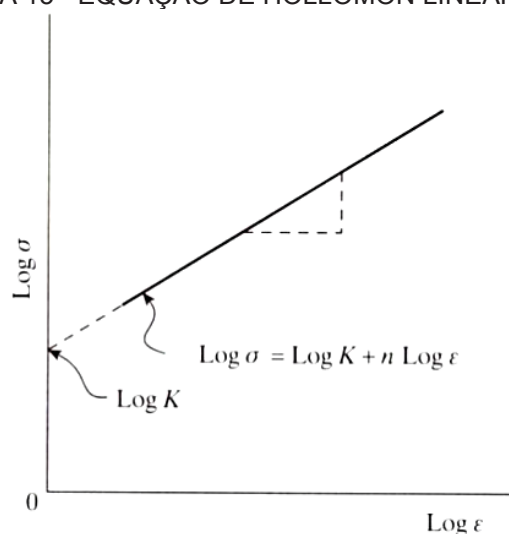
Esta curva é denominada curva real ou de tensão-deformação verdadeira, e para metais pode ser aproximada pela equação da conservação de energia, equação 8, conhecida também como equação de Hollomon (WOELLNER, 2016). Onde a Tensão (σ) é dada pela multiplicação do coeficiente elástico (K) pela deformação verdadeira (ε), elevada ao coeficiente de encruamento (n).

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (8)$$

Ao se trabalhar com a equação da conservação de energia (equação de Hollomon), uma opção de análise é a sua linearização. Por meio de operações logarítmicas na equação 9, a reta da FIGURA 15 é gerada. Através dela, estudiosos conseguem medir o valor de n , fator de encruamento, que é considerado como o expoente da relação entre a tensão e a deformação, e influência no aumento de tensão para cada incremento de deformação (MARCONDES, 2009).

$$\log \sigma = \log K + n \log \varepsilon \quad (9)$$

FIGURA 15 - EQUAÇÃO DE HOLLONON LINEARIZADA



Fonte: O AUTOR (2017).

2.3.4 ENCRUAMENTO

Os materiais metálicos possuem uma capacidade intrínseca de endurecimento à medida que são deformados plasticamente, este fenômeno é denominado encruamento. O encruamento ocorre em metais cristalinos, quando estes deformam plasticamente devido ao movimento de discordâncias.

As discordâncias em movimento interagem entre si e com outras imperfeições que dificultam sua capacidade de locomoção e exige uma tensão maior para continuar a deformação plástica (MAYRA, M. e GAYDEN, X. 2005).

Em baixas temperaturas, sendo reduzido à medida que a temperatura se eleva pela predominância dos processos de recuperação. Materiais como o cobre, em particular, são dúcteis, mas podem ser endurecidos apreciavelmente por trabalho a frio (MAYRA, M. e GAYDEN, X. 2005).

2.3.5 ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE

Segundo Bostrom (2015), materiais que são aplicados em altas temperaturas, em geral, precisam ser certificados e especificados detalhadamente por seus fabricantes, acarretando análises sequenciais por parte do cliente.

Para diminuir este tempo, as propriedades mecânicas em temperaturas elevadas de um material podem ser determinadas por meio de um ensaio de tração a quente. Há diversas configurações de ensaio e de técnicas de aquecimento, as quais podem variar de acordo com a aplicação.

Geralmente, os equipamentos necessários para este tipo de ensaio são:

- Sistema com carregamento mecânico para aplicar carga controlada a uma amostra padronizada;
- Equipamento para aquecer a amostra;
- Componentes para medição e controle da temperatura;
- Software para coleta de dados.

De forma simplificada, o equipamento necessário para realizar este ensaio é uma Máquina de Ensaio Universal (UTM – *Universal Test Machine*), um forno e um extensômetro. O sistema possuem termopares calibrados e instrumentos para medir, controlar e registrar as temperaturas do forno e da amostra.

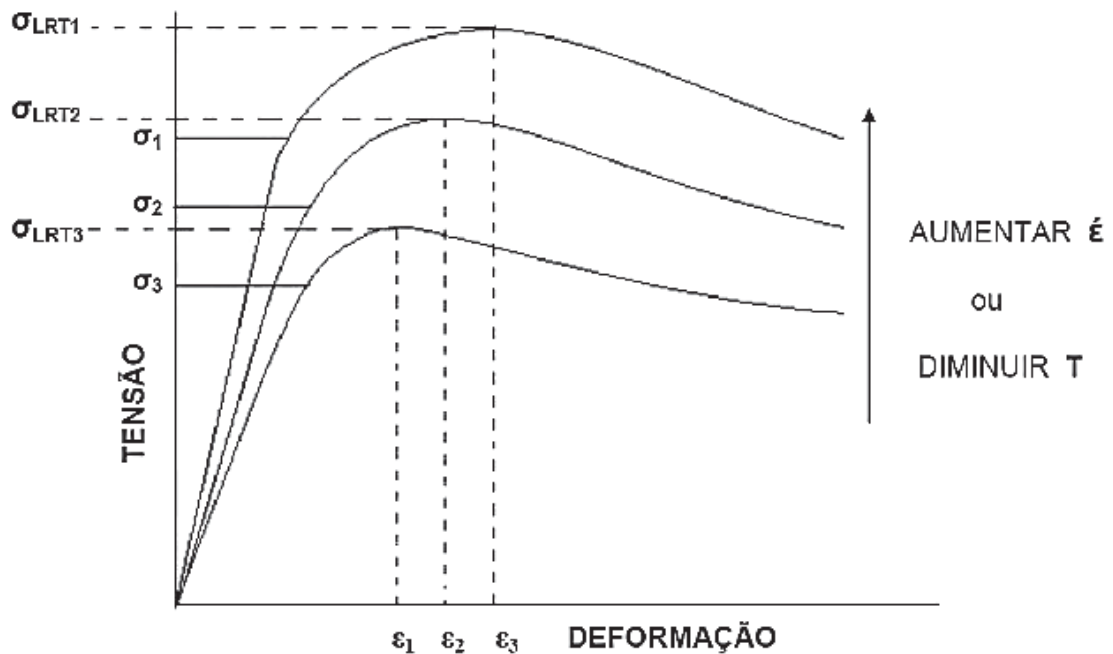
A montagem do ensaio de tração a quente é simples e pode ser completada em poucos minutos. O operador que realizará o ensaio deve assegurar que o acoplamento, os tirantes e os adaptadores estejam montados de forma correta na UTM. As amostras (já com os termopares afixados) são então carregadas dentro do forno, conforme as instruções do procedimento de aplicação do ensaio. O forno é fechado e, então, é iniciado o processo de aquecimento, com todas as temperaturas sendo controladas e registradas por um programa de computador, de acordo com a UTM (BOSTROM, 2015).

2.3.5.1 Efeitos da temperatura e da taxa de deformação no escoamento

Segundo Guest (1982) a taxa de deformação em um ensaio de tração a quente influencia diretamente a tensão de escoamento e o limite de resistência a tração, podendo alterar significativamente a forma da curva tensão deformação. À medida que a temperatura aumenta ocorre uma queda do limite de resistência e da tensão de escoamento (principalmente em metais Cúbica de Corpo Centrado – CCC) (DIETER, G.E, 1986). Em elevadas temperaturas aumenta a mobilidade dos átomos, vacâncias, discordâncias e a difusão acontece mais rapidamente provocando essas perdas nas propriedades mecânicas. O material geralmente se torna mais dúctil e ainda pode estar sujeito a alguns fenômenos como envelhecimento, precipitação, formação de vazios e recristalização dependendo principalmente da temperatura, taxa de deformação e do material em estudo.

A FIGURA 16 mostra uma esquematização do comportamento da curva tensão-deformação com relação à tensão de escoamento (σ) e tensão de limite de resistência (σ_{LRT}) quando a taxa de deformação aumenta ou a temperatura diminui. Em geral, a deformação de pico também aumenta neste processo: $\epsilon_3 > \epsilon_2 > \epsilon_1$.

FIGURA 16 - ESQUEMATIZAÇÃO DO COMPORTAMENTO DA CURVA TENSÃO-DEFORMAÇÃO



FONTE: Adaptado de DIAS (2010).

Para uma dada temperatura, o aumento da taxa de deformação provoca um aumento no limite de resistência e na tensão de escoamento, ou, para uma dada taxa de deformação a diminuição da temperatura tem efeito semelhante alterando a forma da curva como esquematizada na FIGURA 17.

Esta dependência da curva com a taxa de deformação e com a temperatura é devido ao maior ou menor grau de encruamento sofrido pelo material durante a tração. Com altas taxas de deformação predomina o encruamento causado pelo acúmulo de defeitos que promove o aumento da tensão necessária para manter a deformação plástica. Este efeito na curva tensão-deformação é semelhante em baixas temperaturas quando a recuperação dinâmica não é tão eficiente ao ponto de equilibrar com o encruamento (DIAS, 2010).

2.4 ANÁLISES DAS PROPRIEDADES DOS MATERIAIS

Na seleção dos materiais estruturais é de fundamental importância ter ciência de suas principais características. Este cenário proporciona espaço para técnicas de análise e caracterização, propriedades mecânicas, elétricas, magnéticas, óticas, químicas ou térmicas e etc são avaliadas (SIMÕES, 2006).

2.4.1 METALOGRAFIA

Paralelamente ao controle dimensional de um produto, o controle estrutural é de extrema importância. Enquanto o primeiro se preocupa basicamente com a geometria e qualidade superficial do componente, a análise estrutural atentará para sua composição química, estrutura atômica, arranjo cristalográfico e etc. relacionando-as com suas propriedades físicas e químicas. Para análise nesta escala, desenvolveu-se a prática da Metalografia.

2.4.2 MICROSCOPIA ÓTICA

A análise de imagens microscópicas é voltada para obtenção de informações relativas à morfologia dos materiais em estudo. Ataques químicos são realizados em amostra para destaque e distinção de fases. As imagens obtidas devem ter um contraste relevante ou diferença de cores para que se diferenciar a matriz das partículas. Para capturar as imagens é utilizado um microscópio óptico (FERREIRA, 2002).

O computador ligado ao microscópio possui um software em tratamento de imagens para que estas após de adquiridas passem pela etapa de discriminação e sejam discretizadas. A imagem tem a matriz convertida em sinais binários de zeros e os objetos de interesse em uns, isso possibilita que o computador calcule e quantifique as fases presentes. O cálculo é realizado através da razão entre a área de maior contraste e a área total (FERREIRA, 2002)

A forma que o microscópio óptico ilumina o objeto é por meio de uma luz visível ou luz ultravioleta. O limite máximo de resolução dos microscópios ópticos é

estabelecido pelos efeitos de difração devido ao comprimento de onda da radiação incidente. Estes são limitados em cerca de 2000 vezes, porque acima deste valor, detalhes menores são imperceptíveis. (KESRENBACHK, 1994).

2.4.3 FUNCIONAMENTO DA MICROSCOPIA ÓTICA

Seu funcionamento é simples, dado por um conjunto de uma lente ocular e uma objetiva com uma fonte de luz. As lentes são dispostas nas extremidades diametralmente opostas de um tubo. Este tubo tem duas partes, que podem ser estendidas ou encurtadas. A variação de comprimento do tubo é responsável pela aproximação ou afastamento das lentes. A lente objetiva é responsável pela formação de uma imagem intermediária e aumentada do objeto. A lente ocular atua como uma lupa que amplia e produz a imagem final do material observado. A resolução da imagem vai depender da qualidade das lentes e do comprimento de onda do feixe de luz (ENTENDA... 2014).

2.4.4 MICROSCOPIA DE VARREDURA ELETRÔNICA – MEV

Uma das técnicas mais avançadas tecnologicamente falando, a microscopia eletrônica de varredura é utilizada em várias áreas do conhecimento. Com aumentos de até 300.000 vezes, é um recurso de caracterização dos materiais cada vez mais frequente (REED, 1996).

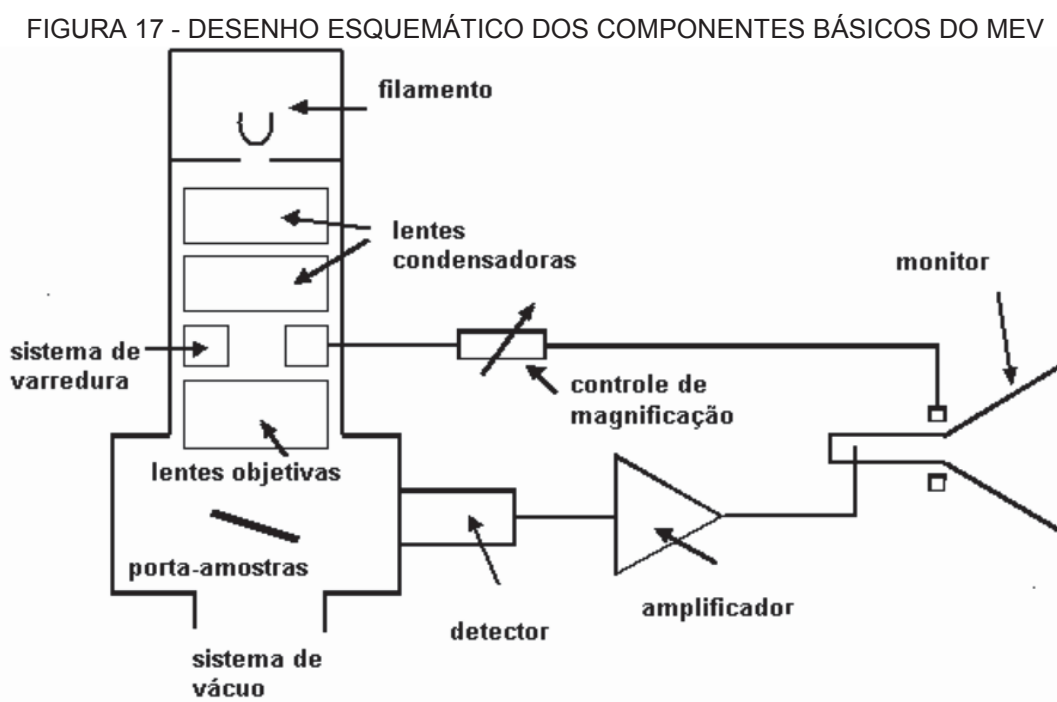
O MEV é um instrumento versátil para análise de características microestruturais de objetos sólidos. Destaca-se em meio outros aparelhos, devido alta resolução, onde se pode atingir a ordem de 2 a 5 nanômetros em instrumentos comerciais, enquanto instrumentos de pesquisa avançada são capazes de alcançar um nanômetro ou mais de resolução (NAGATANI et al. 1987).

Segundo David, Gomes e Machado (2007) um das funcionalidades do MEV é a aparência tridimensional de suas imagens, resultado direto da grande profundidade de campo. Permite, também, o exame em pequenos aumentos e com grande profundidade de foco, o que é extremamente útil, pois a imagem eletrônica complementa a informação dada pela imagem da microscopia óptica.

2.4.4.1 Funcionamento do MEV

Diferentemente da microscopia óptica, o MEV bombardeia a amostra com um feixe de elétrons extremamente focalizado e um campo extenso, ou seja, uma área relativamente grande pode ser observada, pois o feixe de elétrons “varre” a superfície da amostra. À medida que o feixe percorre o material, um dos detectores do microscópio coleta os sinais gerados e estes são apresentados em uma tela com uma varredura sincronizada com a varredura do feixe sobre a amostra. A relação entre a dimensão varrida sobre a amostra pelo feixe, e a dimensão varrida na tela, representa o aumento neste aparelho (VENDRAMINE, 2012).

Composto convencionalmente por uma coluna óptico-eletrônica adaptada a uma câmara com porta-amostra aterrado, um sistema eletrônico, detectores e sistema de vácuo, a estrutura genérica do MEV é esquematizada na FIGURA 17.



FONTE: Adaptado de KESTENBACH (1994).

2.4.5 ENSAIO DE DUREZA VICKERS

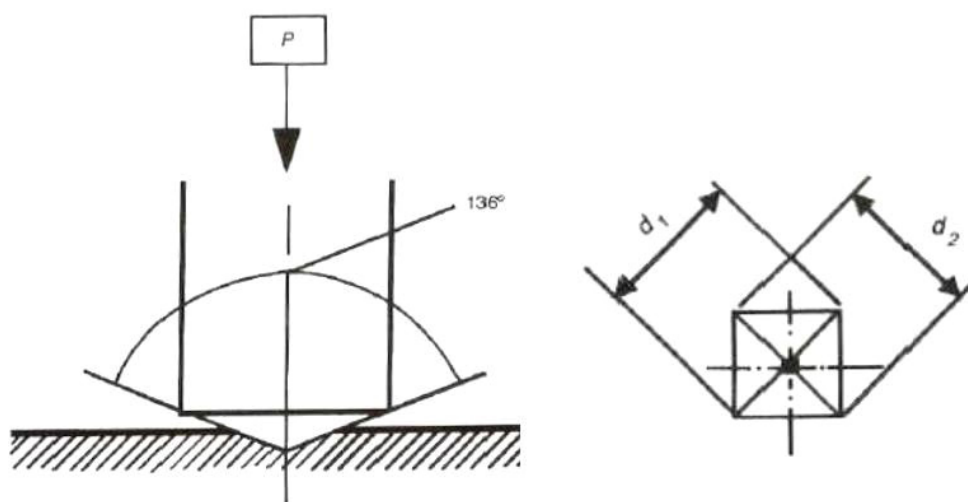
Desenvolvida por Smith e Sandland no meio da segunda década do século XX, o ensaio dureza Vickers recebe este nome, pois seus primeiros aparelhos foram fabricados pela companhia *Vickers Armstrong Ltda*. Sua principal vantagem é a

possibilidade de ser aplicada a uma grande variedade de matérias: polímeros, cerâmicos, metais duros e dúcteis (VENDRAMINE, 2012).

O processo deste ensaio é simples, semelhantemente aos demais ensaios por penetração, consiste em endentar o material com um penetrador piramidal de base quadrada e ângulo de 136° entre as faces opostas. A faixa da carga imposta pelo penetrador é de 1 a 100 kgf com duração de 10 a 15 segundos.

A medição da dureza é dada pela medição da geometria da marcação registrada no material. Seu formato de pirâmide imprime duas diagonais principais na superfície da amostra como esta representada na FIGURA 18, estas são medidas com o auxílio de um microscópio e com ferramentas matemáticas a área da endentação é convertida em HVs – *Hardness Vickers*, unidade de medida desta dureza. (CENTRO DE INFORMAÇÃO METAL MECÂNICA, 2017).

FIGURA 18 – REPRESENTAÇÃO GENÉRICA DA MARCAÇÃO NO ENSAIO VICKERS



FONTE: GARCIA (1999).

Há casos em que a Metalografia não é suficiente para total entendimento dos fenômenos ocorridos e a distinção objetiva das microestruturas resultantes, a microdureza Vickers surge então, como alternativa de análise. (BUTTON E LONGHI, 2013).

2.4.6 FLUORESCÊNCIA DE RAIOS-X

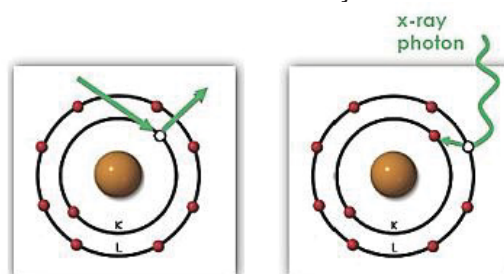
A espectrometria de fluorescência de raios-X é uma técnica não destrutiva que permite identificar os elementos químicos presentes em uma amostra. Esta

análise pode ser qualitativa estabelecendo a concentração em que cada elemento se encontra presente na amostra (FUNDAMENTOS da espectroscopia, 2019).

O mesmo autor explica que, neste método, uma fonte de radiação de elevada energia (radiação gama ou radiação X) provoca a excitação dos átomos da substância que pretendemos analisar.

Quando um átomo no estado fundamental fica sob a ação de uma fonte externa de energia, ele a absorve promovendo seus elétrons a níveis mais energéticos. Neste estado o átomo estará numa situação instável, chamada “Estado Excitado”, FIGURA 19.

FIGURA 19 - REPRESENTAÇÃO DO RAIOS X



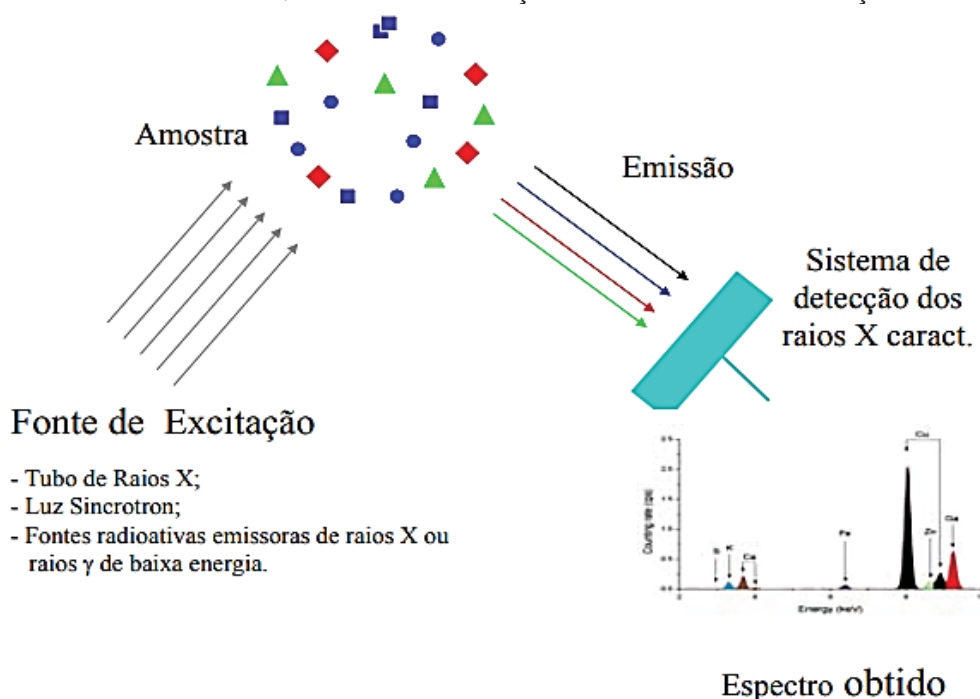
Fonte: Adaptado do MANUAL ARL (2007).

Na natureza tudo tende a buscar o estado de estabilidade, desta forma o átomo excitado tende naturalmente a retornar ao seu estado fundamental, ocorrendo uma emissão de energia. Esta energia envolvida na absorção é uma característica específica de cada elemento químico, permitindo a sua identificação e correspondente quantificação (BECKHOFF, 2006).

2.4.6.1 Fundamentos da fluorescência de raios-x

Para que as transições eletrônicas de liberação de raios X característicos nos átomos aconteçam, é necessário retirar os elétrons das camadas mais internas: K, L, M, através do efeito fotoelétrico. Isto é conseguido ao incidir sobre a amostra um feixe de radiação – fluorescência (PARREIRA, 2006). A FIGURA 20 ilustra o processo:

FIGURA 20 - ESQUEMA DE EXCITAÇÃO – AMOSTRA – DETECÇÃO



FONTE: Adaptado de PARREIRA (2006).

Dessa forma, um sistema de fluorescência de raios-X é constituído por uma fonte de energia para a excitação das amostras, um detector que identifica e separa os raios X característicos, uma placa multicanal que registra o espectro obtido e a eletrônica necessária para a alimentação do sistema e amplificação dos sinais provenientes do detector P.

2.4.6.2 Limitação da fluorescência de raios-x

A fluorescência de raios X por dispersão de energia é uma técnica analítica multi-elementar, mas sua capacidade é limitada. A identificação dos elementos geralmente só ocorre para os que possuem o número atômico Z maior ou igual a 12, através dos raios X característicos dos elementos que estão presentes em uma amostra particular (BERTIN, 1975).

O método de excitar uma radiação fluorescente de uma amostra é uma técnica não destrutiva de análise, sendo uma ferramenta de controle para indústrias extrativas. Em princípio, o elemento mais leve que pode ser analisado é o Berílio ($Z = 4$), mas devido às limitações instrumentais e o baixo rendimento de raios-X para os elementos leves, muitas vezes é difícil de quantificar elementos mais leves do que o

Sódio ($Z = 11$), a menos que sejam feitas correções de background (FUNDAMENTOS da espectroscopia, 2019).

2.5 ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA

A espectrometria de raios X é uma das técnicas mais comuns implementadas em MEV para microanálise. Espectroscopia de raios X por energia dispersiva (*Energy Dispersive Spectroscopy* – EDS) é uma técnica onde os raios X característicos gerados a partir da interação feixe-amostra de elétrons são analisados para proporcionar a composição elementar da amostra na forma de espectros (histogramas) nos quais, elementos individuais podem ser identificados.

A técnica considera o princípio de que a energia de um fóton (E) está relacionada com a frequência eletromagnética (ν) pela relação $E = h\nu$, onde “ h ” é a constante de Planck. Fótons com energias correspondentes a todo espectro de raios-X atingem o detector de raios-X quase que simultaneamente, e o processo de medida é rápido, o que permite analisar os comprimentos de onda de modo simultâneo.

Os picos nos espectros EDS correspondem a linhas de raios X característicos de um elemento específico. Assim, os *espectros* proporcionam uma caracterização química quantitativa das amostras.

Rodrigues et al. (2017) diz que a espectrometria de raios-x por dispersão de energia é realizada por um equipamento acoplado ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) que permite fazer uma avaliação química qualitativa e semi-quantitativa de amostras. tal artifício permite a indicação da presença de elementos químicos em diversos tipos de componentes da amostra.

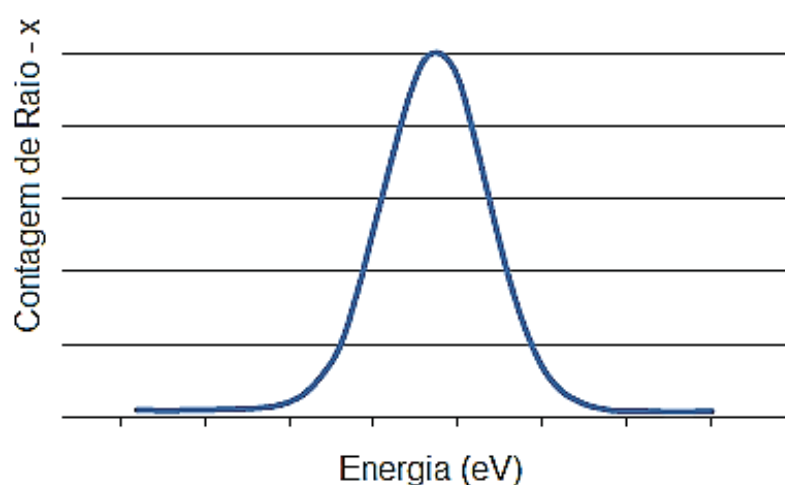
Os sistemas de análise de EDS são compostos por três partes básicas: um detector, um processador de pulso e um analisador multi-canal ou display.

- O detector é baseado em um dispositivo semicondutor, normalmente um cristal de silício;
- O processador de pulso: a carga gerada no cristal detector é convertida para um pulso de tensão e transmitidos a um processador de pulso que remove ruído do sinal, discrimina as energias de raios X que chegam ao detector quase simultaneamente.

• A saída de um processador de pulsos é transmitida a um analisador de multi-canal ou um monitor de computador. O intervalo de energia do espectro é dividido em certo número de canais. O número de raios-X com certa energia é atribuída a cada canal, e o resultado apresentado como um histograma de intensidade (número de contagens de raios-X) versus Energia.

Os dados podem ser representados como um histograma da FIGURA 21 abaixo:

FIGURA 21 - HISTOGRAMA DE INTENSIDADE X ENERGIA - EDS



FONTE: Adaptado de MARIA (2013).

Cabe salientar que os elementos em quantidade inferior a 0,2% em massa não poderão ser detectados (DEDAVID, GOMES e MACHADO, 2007).

2.6 FRATURAS

Simplificadamente falando, uma fratura consiste na separação de matéria de um corpo sólido, quando tensionado. Nos metais, as fraturas são divididas em dois grupos gerais: Fraturas Dúcteis e Fraturas Frágeis (PARDAL, 2015).

O primeiro grupo apresenta uma propagação lenta de trinca, em contra partida, nas fraturas frágeis as fissuras crescem rapidamente, devido sua ocorrência se dar em planos cristalográficos, geralmente de clivagem (PARDAL, 2015).

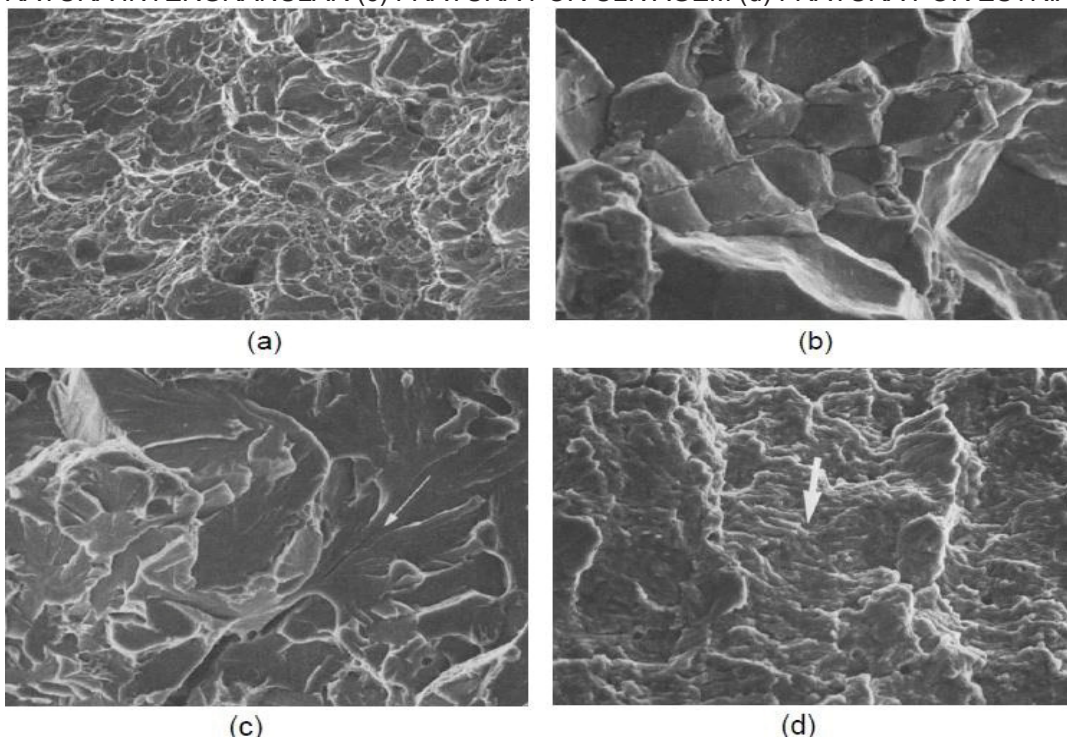
A fratura dúctil pode ser identificada, com o auxílio de um microscópio eletrônico, pelo seu estiramento da vizinhança de uma trinca, enquanto na fratura frágil não há uma deformação plástica significativa (SILVA et al, 2017).

O mesmo autor afirma que a fratura frágil é marcada pela predominância da formação de trincas em relação à deformação plástica, ou seja, uma rápida propagação das trincas ocasionando a ruptura do material com pouca ou nenhuma deformação plástica na região de fratura.

2.6.1 MICROMECHANISMOS DE FRATURA DOS MATERIAIS METÁLICOS

De uma maneira mais específica, Anderson (1995) classifica os micromecanismos de fratura dos materiais metálicos em quatro micromecanismos principais: alveolar, clivagem, intergranular ou por estrias. A FIGURA 22 ilustra estes micromecanismos de fraturas.

FIGURA 22 – IMAGENS VIA MEV COM AUMENTO DE 2000X. (a) FRATURA COM ALVÉOLOS (b) FRATURA INTERGRANULAR (c) FRATURA POR CLIVAGEM (d) FRATURA POR ESTRIAS.



FONTE: Adaptado WULPI, 1999.

O mesmo autor afirma que: o micromecanismo alveolar ocorre em fratura dúctil; Pouca energia é absorvida no micromecanismo de clivagem, sendo frágil. O

micromecanismo intergranular é considerado anormal nos metais, ou seja, sua ocorrência é indício de que ocorreu algum tipo de fragilização durante a elaboração ou utilização do material; Por fim, o micromecanismo de estriais é característico quando a fratura se dá por fadiga.

Wulpi (1999) também faz uma classificação dos diferentes modos de fraturas que podem ocorrer nos metais. Segundo o autor, a fratura por cisalhamento é essencialmente dúctil, originando-se por micromecanismo alveolar, enquanto que a clivagem é vista como uma fissuração dos grãos, ou seja, uma fratura frágil. Por sua vez, a fratura intergranular é dada como frágil, sendo originada especificamente por um processo de enfraquecimento dos contornos de grãos em relação ao interior dos grãos. Neste caso, a fratura ocorre preferencialmente ao longo dos contornos dos grãos e não através deles.

Para Silva et al. (2017) existem alguns materiais cujo caráter frágil-dúctil é mais relativo, pois depende da temperatura. Esses materiais possuem a chamada temperatura de transição dúctil-frágil, tais como os aços de baixa resistência com estrutura CCC.

2.6.2 FRATURA DUCTIL

Silva (1999) defende um conceito que a fratura dúctil se apresenta quando o esforço aplicado no componente atinge ou ultrapassa o Limite de escoamento. Isto é, quando toda a área resistente do material atinge a deformação plástica, tornando-se visível macroscopicamente. O mesmo autor, afirma que este tipo de fratura apresenta estabilidade em sua propagação.

A fratura dúctil é caracterizada por Pardal (2015) com três principais etapas: Ocorrência de “empescoçamento” no corpo de prova, onde surgem microcavidades no interior da zona estirada; Estes alvéolos coalescem e dão origem ao início de fratura no centro da amostra. Este fenômeno se propaga em direção a superfície perpendicularmente a direção da tensão aplicada; Próximo à superfície, a fissura se propaga seguindo uma direção de 45° com eixo de tração. Isto se caracteriza como fratura do tipo Taça-e-Cone, FIGURA 23.

FIGURA 23 - FRATURA TIPO CONE.

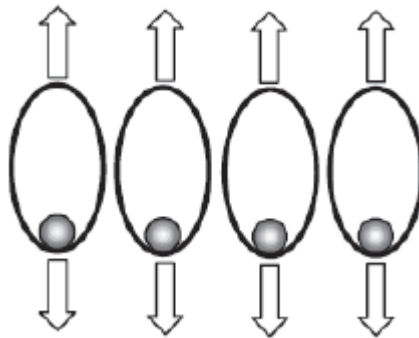


FONTE: PORCARO, R (1999).

Anderson (1995) afirma que toda fratura dúctil ocorre por micromecanismo alveolar.

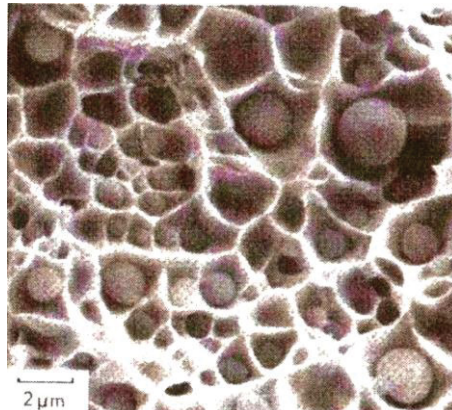
De acordo com o ASM Handbook (1993), a região característica de uma fratura dúctil é sempre formada por micromecanismo alveolar. As FIGURAS 24 e 25 apresentam o micromecanismo de fratura alveolar.

FIGURA 24 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS MICROMECHANISMOS DE FRATURA ALVEOLAR



FONTE: Adaptado de EFFTING (2004).

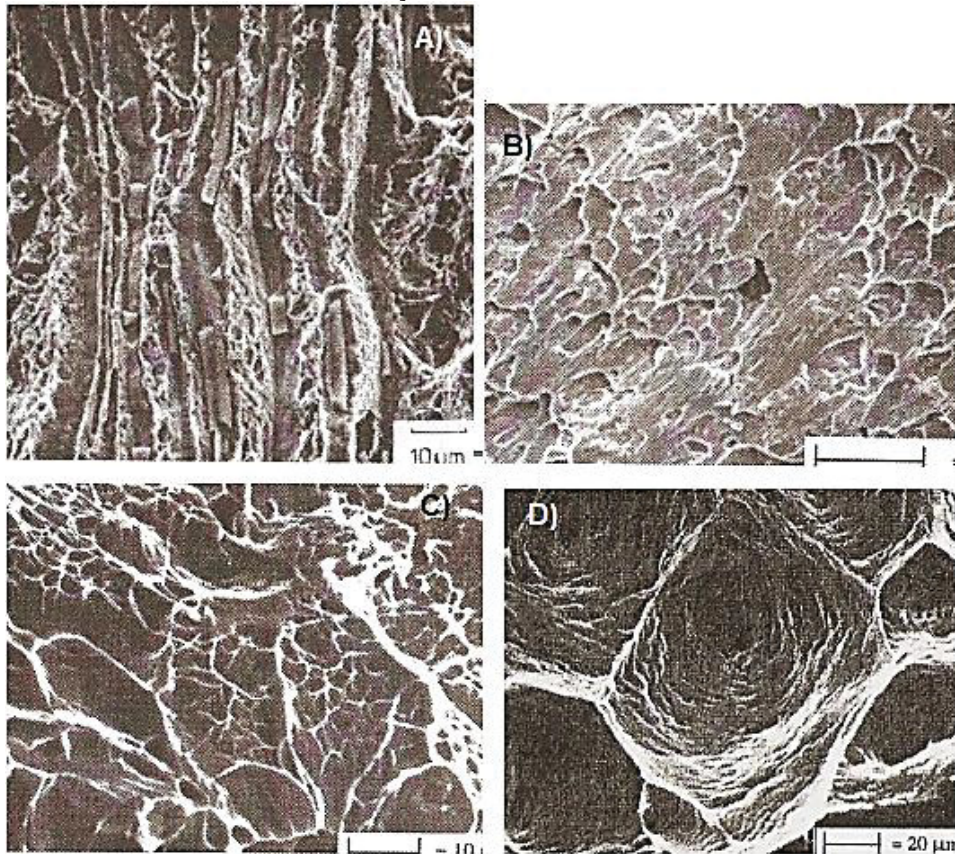
FIGURA 25 - PARTÍCULAS ARREDONDADAS NO INTERIOR DOS ALVÉOLOS



Fonte: Adaptado de STAHLISEN (1996).

Dependendo do processo de formação dos alvéolos, eles podem ser arredondados (equiaxiais) como a FIGURA 25 ou alongados como mostra a FIGURA 26 (b). O tamanho dos alvéolos pode ser uniforme distribuição de tamanhos bi-modal, FIGURA 26 (c). Em alvéolos grandes, como na FIGURA 26 (d), podem-se observar linhas de escorregamento nas suas paredes internas mostrando que foram formados por deformação plástica.

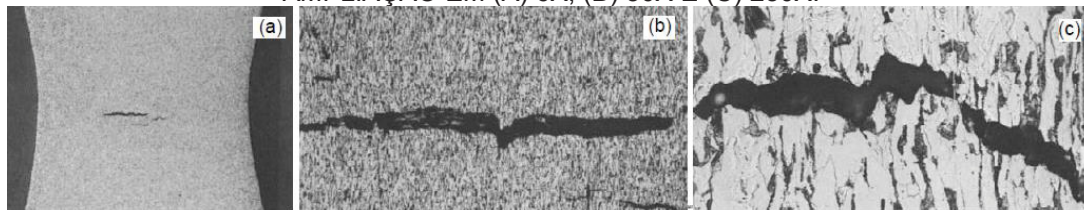
FIGURA 26 - CARACTERÍSTICAS DOS ALVÉOLOS. (A) ALVÉOLOS FORMADOS EM INCLUSÕES ALONGADAS, (B) ALVÉOLOS ALONGADOS, (C) DISTRIBUIÇÃO BI-MODAL DE ALVÉOLOS E (D) LINHAS DE DEFORMAÇÃO NO INTERIOR DOS ALVÉOLOS.



Fonte: Adaptado de STAHLISEN (1996).

Em uma análise microscópica, observa-se características específicas de deformação plástica e ruptura de um material dúctil. A FIGURA 27 mostra o comportamento de um aço 1020 laminado a quente antes da fratura, quando submetido a uma carga de tração, em três diferentes ampliações (TIGRINHO, 2011).

FIGURA 27 - COMPORTAMENTO DE UM MATERIAL DÚCTIL ANTES DA FRATURA, COM AMPLIAÇÃO EM (A) 6X, (B) 50X E (C) 250X.



Fonte: Adaptado de TIGRINHO (2011).

2.6.3 FRATURA FRÁGIL

Wulpi (1999) define a fratura frágil como aquela em que pouca ou nenhuma deformação ocorre antes da ruptura, sendo comuns em materiais de elevada dureza e resistência mecânica, com baixa tolerância a descontinuidades, FIGURA 28.

A fratura Frágil é caracterizada por Pardal (2015) com três principais etapas: Concentração de discordâncias na deformação plástica, junto a obstáculos nos planos de escorregamento; Onde as discordâncias são bloqueadas as tensões são acumuladas dando origem à nucleação de microfissuras; Estas mesmas tensões junto à energia de deformação elástica armazenada propagam as microfissuras.

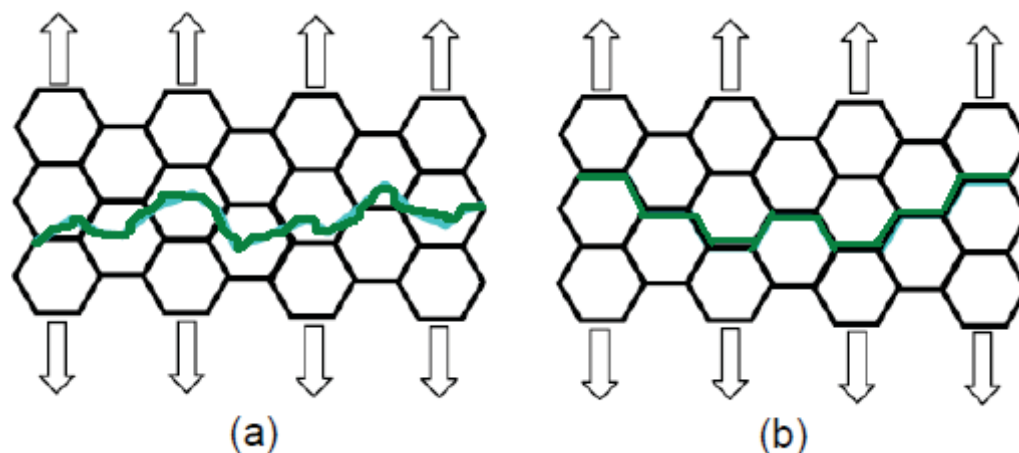
FIGURA 28 - FRATURA FRÁGIL.



FONTE: PORCARO, R (199).

Microscopicamente analisando, esta espécie de fratura ocorre por meio de dois principais micromecanismos: Intergranular e Clivagem (ASM HANDBOOK, 1993). Veja os micromecanismos citados na FIGURA 29.

FIGURA 29 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS MICROMECHANISMOS DE FRATURA em a) CLIVAGEM ou TRANSGRANULAR e b) INTERGRANULAR



FONTE: Adaptado de EFFTING (2004).

Wulpi (1999) classifica a fratura intergranular como frágil, sendo dada pela fragilização dos contornos de grãos. Neste caso, a fratura ocorre preferencialmente ao longo dos contornos e não através deles.

Na transgranular por sua vez, a separação da célula unitária ocorre repentinamente entre uma de suas faces e a face gêmea da célula adjacente, dando origem a fratura por clivagem, isto ocorre normalmente em materiais de dureza relativamente elevada.

Ainda de acordo com o autor, em escala microfratográfica, a clivagem ocorre ao longo dos planos das faces das células unitárias, mas são vistas como uma fissuração dos grãos, sem nenhuma relação com os seus contornos. Referindo-se a clivagem como transcristalina ou transgranular.

2.6.3.1 Origem da fratura frágil

Sendo a fratura frágil instável, o problema fundamental no exame dos seus aspectos macroscópicos é a determinação do ponto de origem da fratura.

O ASM Handbook (1993) cita maneiras de se determinar a sua origem:

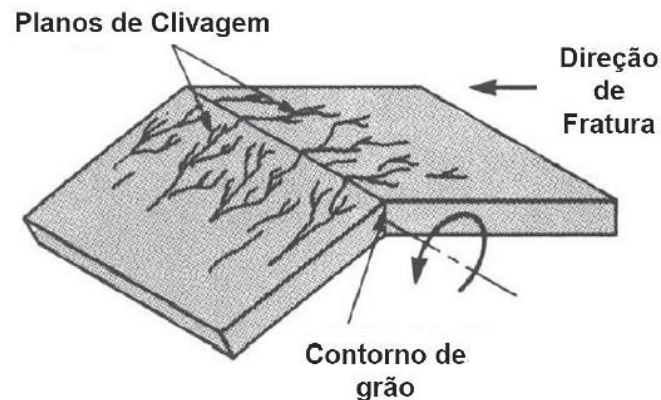
- Marcas radiais ou marcas de sargento;
- Ausência de zona de cisalhamento;
- Rios, degraus que convergem na direção de propagação, tomando o aspecto de uma bacia fluvial;

- Bifurcação: quando a trinca original não tem uma tangente comum com nenhum dos ramos bifurcados.

Os micromecanismos da fratura frágil, de acordo com ASM Handbook (1993), são: clivagem e intergranular, mostrados na FIGURA 29 (a) e (b), respectivamente.

As faces da clivagem, que correspondem a um grão da estrutura cristalina, apresentam degraus, semelhantes a “rios” macroscópicos, FIGURA 30. Esses degraus sempre correspondem à propagação da fratura em planos de clivagem paralelos, isto é, no mesmo plano cristalográfico. Quando este plano cristalográfico está orientado normal à direção da tensão de tração principal, a face adquire um aspecto de “leque” com os “rios” divergindo a partir do ponto de início da trinca da face específica. Através dos “rios” e dos “leques” é possível determinar a direção de propagação da trinca em cada faceta.

FIGURA 30 - MODO DE FRATURA POR CLIVAGEM.



FONTE: Adaptado de WULPI (1999).

2.6.4 MICROMECHANISMOS DE FRATURAS COMBINADOS

Grande parte dos casos a fratura de um metal ocorre predominantemente por um modo de ruptura, seja ele dúctil ou frágil, porém, não sendo único. Ou seja, pode-se encontrar em uma fratura regiões de clivagem e regiões de fratura intergranular. Esta combinação de fratura depende da composição química, do estado de tensões, da temperatura, de possíveis imperfeições ou da orientação cristalina dos grãos do material (WULPI, 1999). A FIGURA 31 apresenta esta combinação de três tipos de fratura na mesma peça.

FIGURA 31 - MICROMECHANISMOS DE FRATURA COMBINADA: COM REGIÕES DE CLIVAGEM, INTERGRANULAR E ALVEOLAR.



FONTE: Adaptado de EFFTING (2004).

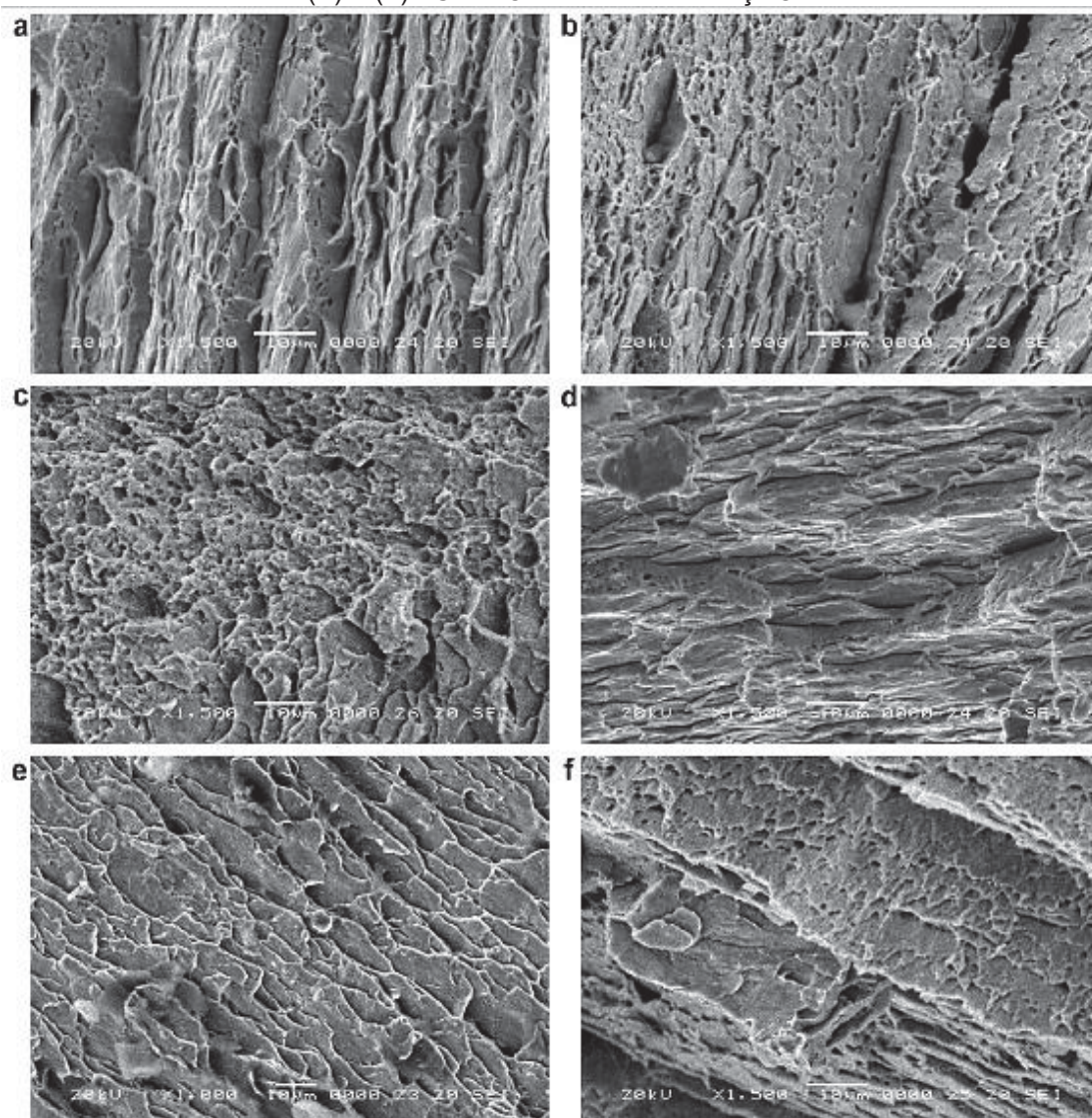
2.6.4.1 Estudos anteriores de Fraturas em Aços de Alta Resistencia

Um estudo do comportamento de trinca em três aços: alta estampabilidade, microligado e carbono-manganês apresentou métodos experimentais para obtenção do diagrama limite de conformação e o diagrama limite de fratura dos materiais, utilizando a metodologia proposta por Narayanasamy (2006).

Levou-se em conta para a análise dos resultados o comportamento dos materiais durante a conformação até a fratura, onde se observou a dimensão das marcas produzidas na região fraturada do material através de um ensaio de microscopia eletrônica.

Para explicar os resultados referentes ao comportamento dos materiais ensaiados, os autores correlacionaram estes resultados com as propriedades mecânicas dos aços. Para isso realizaram ensaios de metalografia, verificando das características microestruturais, mediram a menor deformação até a ruptura, calcularam o círculo de Mohr, estabeleceram comparações com a maior deformação obtida com parâmetros de estampabilidade do material obtidos de ensaios de tração, como: coeficiente de encruamento, fator de anisotropia e a dimensão da estrição produzida nos corpos de prova, FIGURA 32.

FIGURA 32 - IMAGENS DA SUPERFÍCIE DA FRATURA DO AÇO HSLA, AUMENTO DE 1500X. EM (A) E (B) ESTADO DE TRAÇÃO-COMPRESSÃO, (C) ESTADO DE PLANO DE DEFORMAÇÃO, (D), (E) E (F) ESTADO BIAIXIAL DE TRAÇÃO.

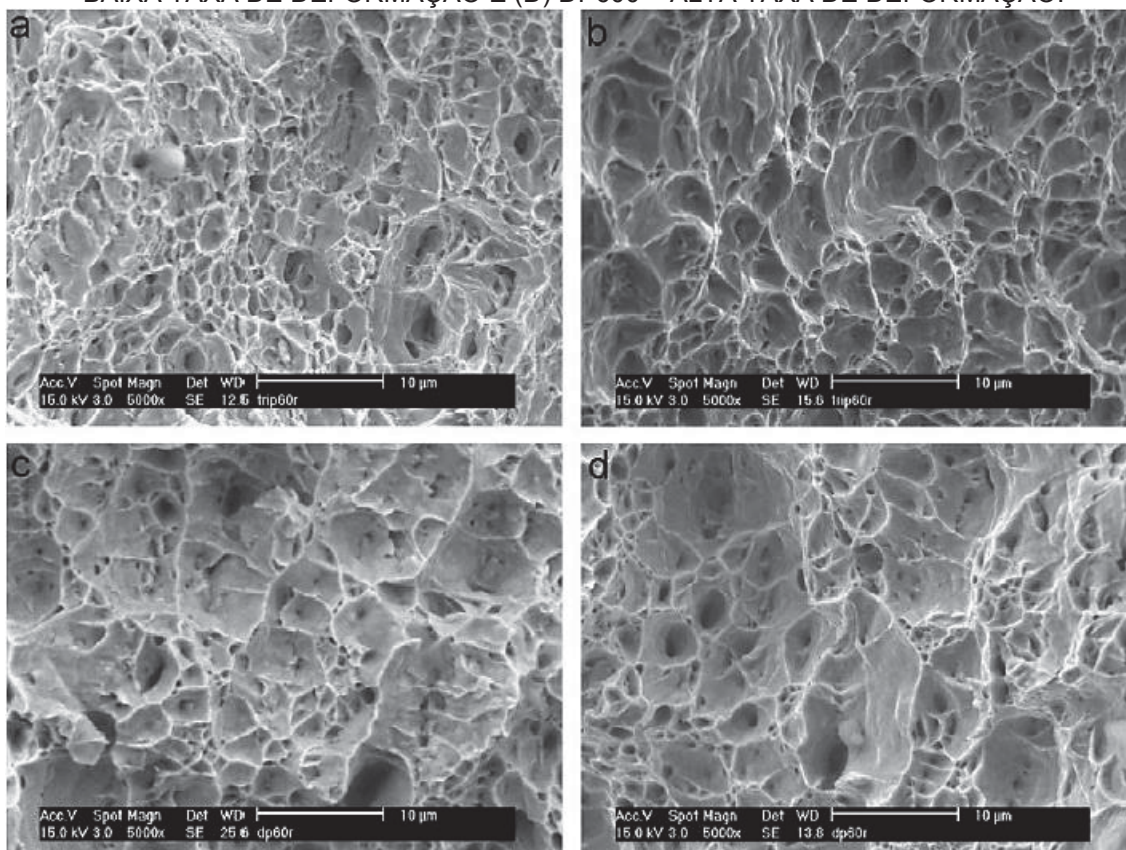


FONTE: Adaptado de NARAYANASAMY, (2009).

Huh *et al.* (2008) em seu trabalho, submetem aços TRIP e DP a tração. Os aços utilizados foram o TRIP600, TRIP800, DP600 e DP800 e a curva Tensão vs Deformação foi realizada. Um aumento na tensão de deformação à medida que se aumentava a taxa de deformação foi identificado, ao passo do alongamento até a fratura. Analisando a fratura, a FIGURA 33, mostra que, em ambos os materiais, a região fraturada apresentou *dimples*, ou seja, essencialmente dúctil. Uma observação importante feita pelo autor foi que, para taxas de deformação maiores, os *dimples* formados foram maiores e mais profundos quando comparados aos de baixas taxas de deformações. Desta forma, o autor conclui que a ductilidade do material pode ser comprometida com o aumento da taxa de deformação.

Algo importante a ser observado é que, trabalhos publicados recentemente tem como foco o desenvolvimento de modelos numéricos que simulem de forma mais precisa o momento de início e evolução e ruptura de aços de alta resistência, mas informações importantes sobre os aços utilizados podem ser obtidas.

FIGURA 33 - FRACTOGRAFIA DA SUPERFÍCIE DO AÇO TRIP600 E DP600 EM (A) TRIP600 – BAIXA TAXA DE DEFORMAÇÃO (B) TRIP600 – ALTA TAXA DE DEFORMAÇÃO, (C) DP600 – BAIXA TAXA DE DEFORMAÇÃO E (D) DP600 – ALTA TAXA DE DEFORMAÇÃO.



FONTE: Adaptado de HUH ET AL. (2008).

2.6.5 FRATURA POR FLUÊNCIA

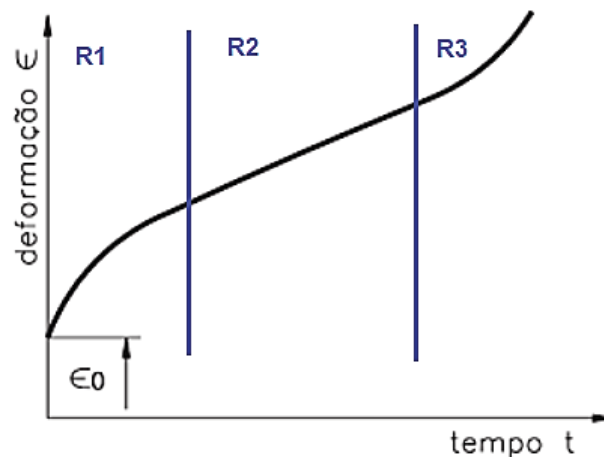
Chiaverine (1986) afirma que o termo “fluência” define a deformação plástica, lenta e progressiva de ligas metálicas, submetidas a uma carga constante com aumento de temperatura. Segundo o autor, estudar este fenômeno é fundamental na engenharia moderna, visto que estes aços de alta resistência vêm sendo, cada vez mais, empregados em ambientes de alta temperatura.

Suas variáveis são: tensão, deformação, tempo e temperatura. Assim sendo, três aspectos devem ser ressaltados:

- Deformações totais por fluência em um tempo especificam, incluindo deformação plástica mais lenta, durante o fenômeno;
- Sob condições estáveis, a velocidade da fluência;
- Tempo até a ruptura.

Veja na FIGURA 34 o gráfico simplificado relativo à deformação por fluência, em função do tempo, a uma temperatura constante.

FIGURA 34 - CURVA DE DEFORMAÇÃO (FLUÊNCIA) PELO TEMPO DE DURAÇÃO DO ENSAIO, APRESENTANDO AS REGIÕES DE DEFORMAÇÃO.



FONTE: AUTOR (2019).

No início a deformação é instantânea e principalmente elástica.

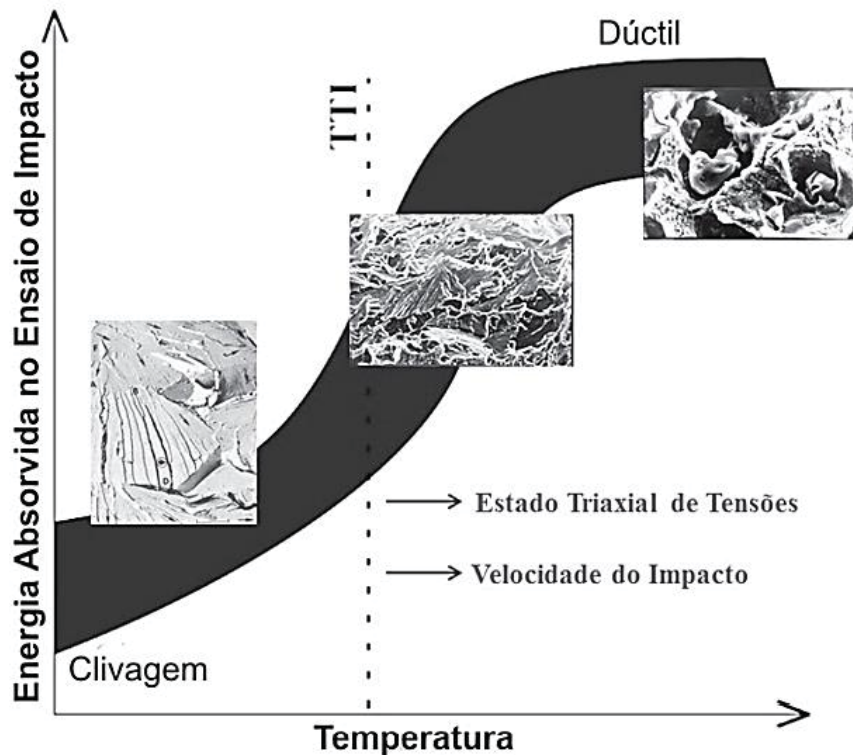
R1: Fluência transiente. A inclinação deformação x tempo diminui com o tempo – encruamento.

R2: Fluência no estado estacionário. A taxa de deformação é constante – encruamento e recuperação.

R3: Taxa de deformação acelera rapidamente até a falha – formação de trincas internas, vazios, separação de grãos e empescoamento.

No que se refere às fraturas, pode-se identificar os modelos tradicionais – Dúctil e Frágil – presentes em cada etapa como representado na FIGURA 35.

FIGURA 35 - TIPOS DE FRATURAS PRESENTES EM CADA ETAPA



FORNE: DIAS (2010).

2.7 RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO EM METAIS

A deformação plástica em materiais metálicos tende a aumentar propriedades como dureza e resistência.

Esta energia de deformação fornecida no trabalho a frio fica armazenada no material na forma de lacunas, maclas e principalmente devido ao acúmulo da densidade de discordâncias. Toda essa energia armazenada pode ser liberada nos processos de recuperação e recristalização desde que o material seja recozido em temperaturas elevadas (VERHOEVEN, 1975).

No processo de recuperação uma pequena parte da energia armazenada é liberada com o rearranjo de defeitos pontuais na eliminação de lacunas e aniquilação de discordâncias. De acordo com Verhoeven (1975) este processo corresponde a todo tipo de amolecimento que acontece no material antes do surgimento dos novos grãos livres de deformações. É no processo de recristalização que a maior parte da energia armazenada é liberada com a nucleação e crescimento de novos grãos livres de deformações. Todas as propriedades mecânicas antes do trabalho a frio são recuperadas com esse fenômeno.

Com a manutenção da temperatura após a recristalização ocorrerá o crescimento do grão podendo assim diminuir as propriedades mecânicas como dureza e resistência.

2.7.1 ASPECTO MICROESTRUTURAL - RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO

As principais modificações microestruturais que ocorrem durante o recozimento são: a) aniquilação de lacunas em excesso; b) encolhimento dos anéis de discordâncias; c) rearranjo de discordâncias de modo a formar configurações de menor energia; d) formação de contornos de alto ângulo; e) absorção de lacunas e discordâncias por contornos de alto ângulo em migração e f) redução da área total de contornos de grão (PADILHA, 2005).

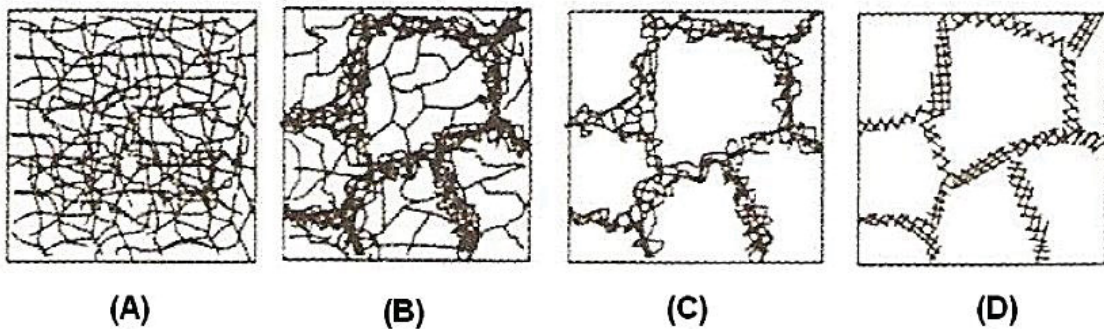
As modificações microestruturais acima a; b; c; e d; são classificadas como recuperação e as modificações e; e f; são classificadas como recristalização e crescimento de grão, respectivamente.

Recuperação é o conjunto de processos que leva à diminuição da quantidade de defeitos microestruturais sem que ocorra a migração de contornos de alto ângulo (BAY, 1992). Estes processos são indicadores da restauração parcial das propriedades do material a valores anteriores ao processo de deformação. Isso se deve a uma diminuição da energia armazenada mediante a formação de uma subestrutura onde predominam configurações de menor energia. A aniquilação e o rearranjo dos defeitos pontuais e das discordâncias são os processos responsáveis pela minimização da energia.

A *recuperação estática* ocorre após a deformação plástica mediante ativação térmica. Por sua vez, a *recuperação dinâmica* ocorre durante a deformação e comumente leva o material a uma estrutura de subgrãos (HUMPHREYS, 2004).

A FIGURA 36 apresenta os vários estágios de recuperação a partir de um emaranhado de discordâncias, até uma estrutura de subgrãos.

FIGURA 36 - ESTÁGIOS DA RECUPERAÇÃO DE METAL DEFORMADO A FRIO: A) EMARANHADO DE DISCORDÂNCIAS, B) FORMAÇÃO DE CÉLULAS, C) ANIQUILAÇÃO DE DISCORDÂNCIAS EM PAREDES DE CÉLULA E D) FORMAÇÃO DE SUBGRÃOS



FONTE: Adaptado de HUMPHREYS (2004).

A recristalização envolve a formação de uma nova estrutura de grãos em um material deformado pela formação e migração de contornos de alto ângulo visando diminuir a energia armazenada na deformação plástica (DOHERTY, 1997). Na recristalização, o potencial termodinâmico também é a energia elástica armazenada na deformação. Até que a recristalização se complete, a microestrutura será composta de regiões recristalizadas e não recristalizadas, FIGURA 37.

FIGURA 37 - HETEROGENEIDADE NA DISTRIBUIÇÃO DAS REGIÕES RECRISTALIZADAS, COM AUMENTO DE 500X.



FONTE: Adaptado de MOTTA (2007).

Tal como ocorre com a recuperação, à recristalização pode ser estática ou dinâmica. A *recristalização estática* ocorre após a deformação plástica durante o recozimento. Por sua vez, a *recristalização dinâmica* ocorre simultaneamente com a deformação plástica, geralmente durante o trabalho a quente.

A recristalização pode ser dividida em duas etapas:

1. Nucleação, que corresponde ao aparecimento de novos grãos na microestrutura deformada – encubação;
2. Crescimento, que ocorre por meio da migração de contornos de alto ângulo.

Verbeken (2003) e Humphreys (2004) citaram variáveis que influenciam na recristalização:

a) quantidade de deformação que influencia diretamente na quantidade de energia armazenada no material dando origem a locais preferenciais para nucleação da recristalização;

b) Modo de deformação que determina a distribuição através dos sistemas de deslizamento.

c) Orientação dos grãos, pois o caminho de deformação utilizado afeta a quantidade de energia armazenada e as heterogeneidades microestruturais observadas após a deformação.

d) Tamanho de grão inicial, onde grãos finos recristalizam mais rápido que aqueles com grãos grosseiros.

e) Presença de soluto que atrasa a recristalização dificultando a mobilidade de discordâncias e afetando a taxa de crescimento dos núcleos na recristalização. Os solutos também podem segregar para os contornos e influenciar em sua mobilidade.

f) Presença de partículas afetam a cinética de recristalização e o tamanho de grão final.

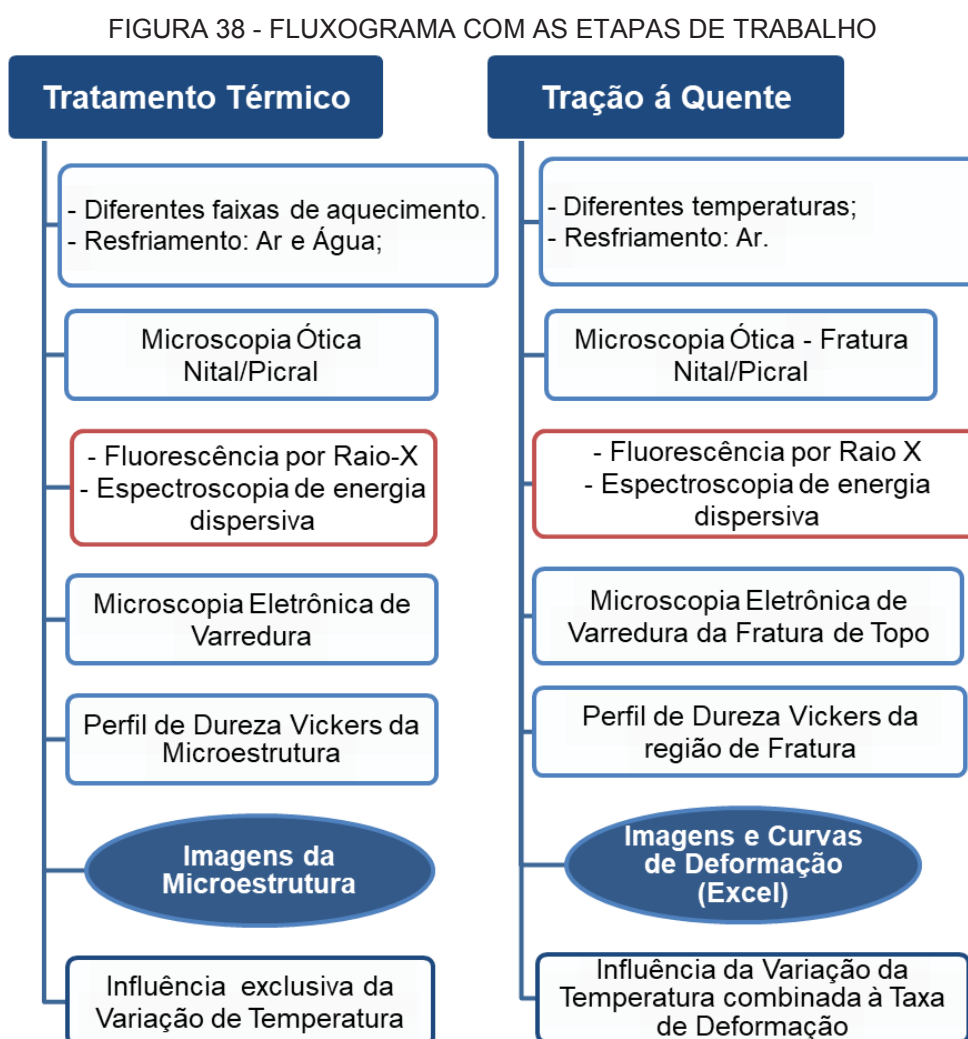
g) Temperatura de deformação: a migração de contornos de alto ângulo é um mecanismo tipicamente difusional. Se a deformação é realizada em temperaturas onde atuam mecanismos de recuperação (geralmente $T > 0,4$ Temperatura de fusão), então a taxa de recristalização poderá ser afetada. Temperaturas mais elevadas favorecerão a ocorrência da recristalização.

h) Temperatura de recozimento empasta significativamente a cinética de recristalização.

3 MATERIAIS E METODOLOGIA

A metodologia utilizada neste trabalho objetiva uma melhor compreensão da influência de dois específicos parâmetros de processo na alteração microestruturais dos aços de alta resistência. Analisando-os de uma forma separada e, posteriormente combinada, objetiva-se mapear as mudanças em suas propriedades e no seu comportamento mecânico.

Os parâmetros em questão são: Variação de temperatura e taxa de deformação. O fluxograma esboçado na FIGURA 38 representa esquematicamente as duas abordagens realizadas durante o projeto.



FONTE: O AUTOR (2019).

Por se tratar de materiais relativamente novos, poucas informações sobre determinadas características estão disponíveis na literatura pela comunidade científica e junto a isso, a indústria ainda apresenta diversas restrições quanto o compartilhamento das especificações físicas e químicas destes aços. Diante disso, a primeira abordagem foi desenvolvida a fim de agregar mais informações dos aços em questão.

A segunda abordagem da pesquisa tem o papel de complementar este trabalho, mapeando as mudanças microestruturais destes aços quando submetidos a esforços diferentes: Físicos e Térmicos, ou seja, através de ensaios que os submetem a deformações e variações de temperatura, simultaneamente.

Técnicas de caracterização Metalográfica, imagens e informações químicas captadas com equipamentos avançados de microscopia e análise de dureza foram efetuadas nas duas frentes do trabalho citadas acima.

Sucintamente falando, o trabalho consiste em mapear a microestrutura dos materiais antes e após a submissão de deformação e variações térmicas de forma simultânea e separadas. Então, identificar as mudanças significativas na escala micro e macro de suas características.

Em frente, são detalhados os passos de cada etapa do trabalho, os equipamentos utilizados, os parâmetros de ensaio e controle.

3.1 MATERIAIS UTILIZADOS

A primeira ação do trabalho em geral, foi definir os materiais para o presente estudo. Foi selecionado então, o aço de Alta Resistência HSLA 350/440 e o aço Avançado de Alta resistência DP 350/600, fornecidos pela empresa Arcelor Mittal. Eles foram escolhidos devido aos seus diferentes efeitos de retorno de mola nas peças de estampagem profunda. Ambos os materiais foram submetidos às mesmas condições experimentais para avaliar a microestrutura e a previsão do retorno elástico.

Para um primeiro reconhecimento do material, houve uma abordagem ao fabricante das chapas, que com restrições industriais, cederam informações catalogadas da composição química simplificada apresentada nas tabelas 8 e 9.

Para levantamento de propriedades e informações mais específicas, ensaios técnicos de caracterização foram planejados.

Tabela 8 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO HSLA 350/440

Composição Química (wt %)								
	C	Mn	Si	P	S	Al	B	Ti
Min	0,05	0,65				0,02		
Max	0,08	0,75	0,3	0,02	0,015	0,05	0,001	0,026

FONTE: Arcelor Mittal (2016).

Tabela 9 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO DP 350/600

Composição Química (wt %)							
	C	Nb	Mn	Si	P	Ca	N
Min	0,09		1,75	0,2		0,0015	
Max	0,12	0,003	1,95	0,3	0,018	0,005	0,008
Composição Química (wt %)							
	Ni	Cr	Cu	S	Al	B	Ti
Min		0,32			0,02		
Max	0,04	0,38	0,1	0,005	0,05	0,0005	0,003

FONTE: Arcelor Mittal (2016).

3.2 PROCESSOS DE TRATAMENTO TÉRMICO

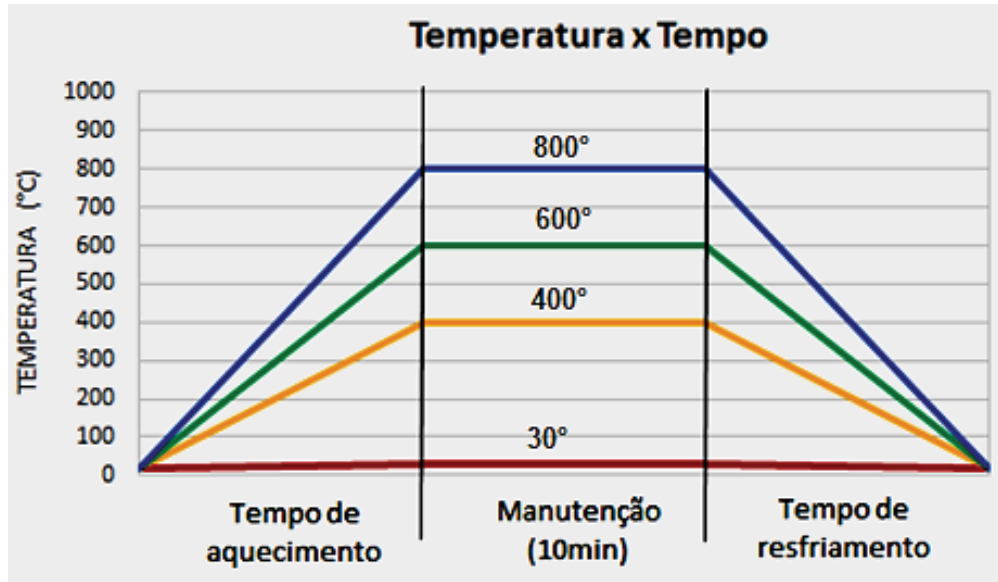
Para o estudo da microestrutura, um ensaio metalográfico foi realizado nos aços: HSLA 350/440 e Dual Phase 350/600, após serem submetidos à metodologia de Santos (2017) de tratamento térmico.

Para avaliar o comportamento dos aços em função da temperatura, o tratamento térmico se deu por um ciclo de aquecimento seguido de resfriamento em 5 corpos de prova com dimensões 20 mm x 10 mm x 1,5 mm extraídos de uma chapa de cada aço.

Inicialmente os corpos de prova foram aquecidos individualmente até a temperatura de ensaio – 30°C, 400°C, 600°C e 800°C – pelo período de 10 min e em seguida foram resfriados em água. Para a temperatura de 800°C, um corpo de prova

foi resfriado ao ar. A FIGURA 39 contém uma representação do ciclo de aquecimento e resfriamento dos corpos de prova, seguido pela tabela 10 que o resume.

FIGURA 39 - TEMPERATURAS UTILIZADAS NO TRATAMENTO TÉRMICO APLICADO NOS AÇOS



FONTE: O AUTOR (2019).

Tabela 10 - FAIXA DE TEMPERATURA E SEU RESPECTIVO MEIO DE RESFRIAMENTO

AMOSTRAS	HSLA 350/440 Dual Phase 350/600
Temperaturas	Resfriamento
30 °C	Água
400 °C	Água
600 °C	Água
800 °C	Água
800 °C	Ar

FONTE: O Autor (2019).

3.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO Á QUENTE

A fim de submeter os corpos de prova (CDP) a uma deformação combinada a variação de temperatura, o chamado ensaio de tração a quente foi realizado, se baseando nos estudo de Rebeyka (2017). Com controle de temperatura e da taxa de deformação, um equipamento servo-hidráulico foi utilizado nos ensaios mecânicos do Laboratório de Conformação Mecânica da Universidade Estadual de Campinas

(UNICAMP). A máquina do fabricante MTS, modelo 810-FlexTest 40, cuja ilustração pode ser observada na FIGURA 40, tem capacidade de 100kN, e permite realizar os ensaios de tração com o controle da temperatura, taxa de aquecimento e de resfriamento, controle do tempo de homogeneização e da taxa de deformação.

FIGURA 40 - EQUIPAMENTO SERVO-HIDRÁULICO PARA ENSAIOS MECÂNICOS



FONTE: REBEYKA (2017).

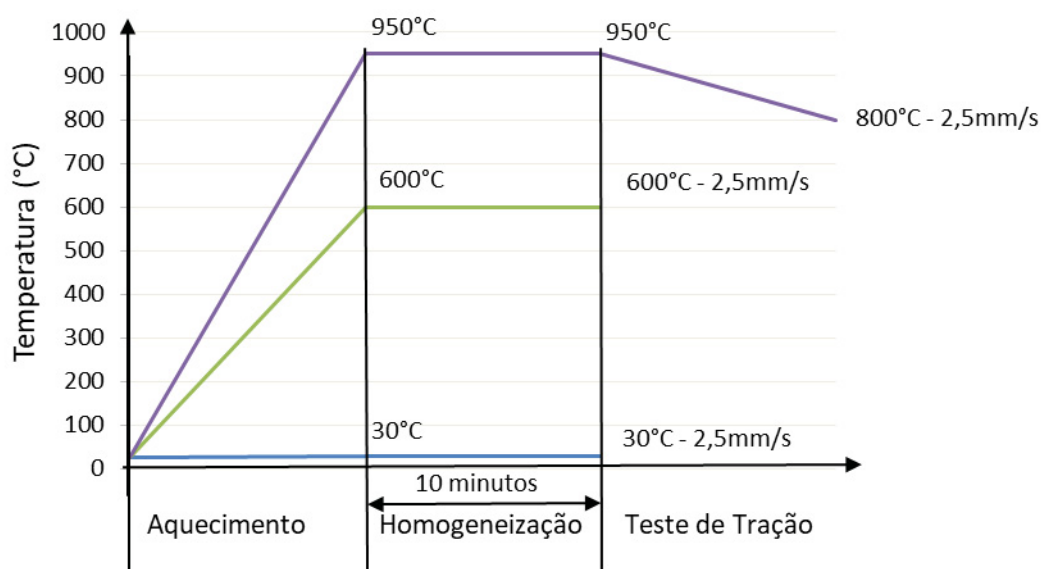
Os CDPs utilizados no ensaio em questão foram confeccionados de acordo com a norma ASTM E8M-03, referente a ensaios de tração e ASTM E21-05 usado como complemento para caso de ensaio a quente. Sua geometria detalhada é apresentada na FIGURA 41 e suas condições de acabamento geral devem resultar em rugosidade média (R_a) de $3,2 \mu\text{m}$ e tolerância geral linear de $\pm 0,1 \text{ mm}$, sendo utilizado processo de lixamento para remoção de pontos oxidados na superfície.



FONTE: Adaptado de REBEYKA (2017).

As diversas variações dos parâmetros de processos – temperatura, taxa de resfriamento, tempo de manutenção e velocidade de ensaio – são esquematizados na esquematização da FIGURA 42, para facilitar a compreensão dos ensaios realizados.

FIGURA 42 - CURVAS DE AQUECIMENTO PARA OS ENSAIOS DE TRAÇÃO



FONTE: Adaptado de REBEYKA (2017).

Os corpos de prova dos dois materiais estudados foram aquecidos até a temperatura de ensaio e homogeneizados por 10 minutos, mantendo a temperatura constante até a ocorrência da fratura.

As faixas de temperaturas utilizadas foram: 30 °C, 600 °C e 800 °C, os ensaios de tração foram executados com a taxa de deformação de 2,5 mm/s. Para os ensaios de tração com a temperatura de 800 °C, os corpos de prova foram aquecidos até a temperatura de 950 °C e nesta faixa, homogeneizados por 10 minutos e depois resfriados lentamente até a temperatura de ensaio.

Para os corpos de prova do HSLA, os materiais foram ensaiados na direção de 0° em relação à direção de laminação; Para os corpos de prova do DP, os materiais foram ensaiados na direção de 90° em relação à direção de laminação. Esta dispensação das amostras foi adotada, devido a limitação da quantidade disponível para cada material.

A esquematização das seis amostras ensaiadas é representada na tabela 11 abaixo:

Tabela 11 - DETALHES DE PROCESSO PARA AS AMOSTRAS ENSAIADAS

AMOSTRAS	HSLA – 0° Rolling Direction Dual Phase – 90° Rolling Direction
Temperaturas	Velocidade de Ensaio
30 °C	2,5 mm/s
600 °C	2,5 mm/s
800 °C (950 °C)	2,5 mm/s

FONTE: Autor (2019).

Durante os ensaios de tração para cada corpo de prova os valores de tensão e deformações observadas foram monitorados por um software, registrados e analisados com o auxílio de uma planilha eletrônica – Excel.

3.3 METALOGRAFIA

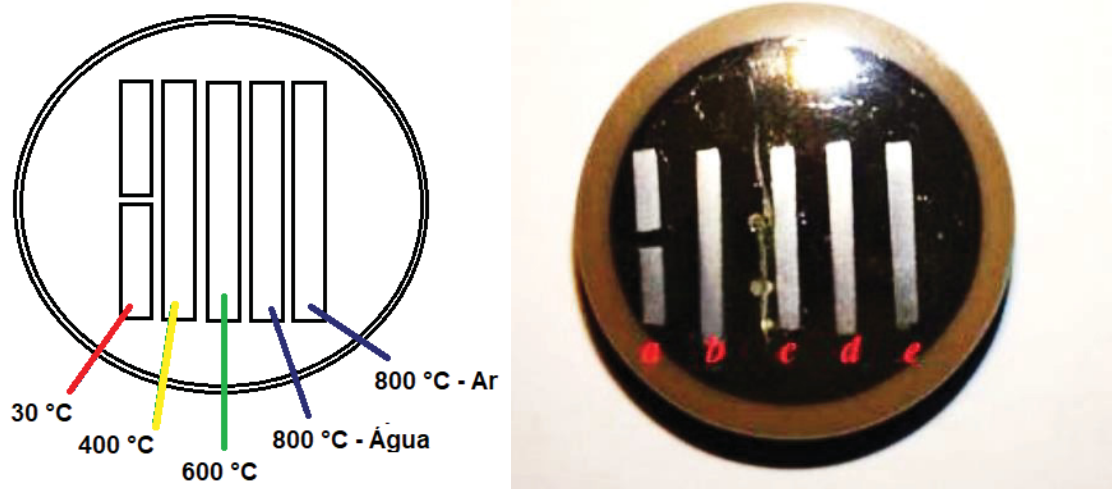
As técnicas utilizadas para a preparação metalográfica seguiram os procedimentos de ensaio normatizados pela ASTM E 3-10 (2007): corte da amostra na região a ser estudada; embutimento, lixamento, utilizando lixas com diferentes granulações (#300, #400, #600, 800# e #1200) e polimento com auxílio de alumina.

3.4 AMOSTRAS - TRATAMENTO TÉRMICO

Foram extraídos 5 corpos de prova de cada material. Estas foram embutidas a frio, por meio de uma resina sintética.

As tiras metálicas de ambos os materiais foram embutidas conforme a FIGURA 43. Em seguida, um preparo da superfície foi realizado com o objetivo de revelar detalhes da microestrutura.

FIGURA 43 - AMOSTRAS DO AÇO HSLA 350/ TRATADAS A (A) 30°C; (B) 400°C; (C) 600°C; (D) 800°C; RESFRIADA EM ÁGUA E (E) 800°C RESFRIADA AO AR.



FONTE: AUTOR (2017).

3.4.1 ATAQUE QUÍMICO

Estes aços de alta resistência apresentam uma microestrutura rica e complexa no que diz respeito a fases e microconstituintes. Para mapear o máximo possível da intimidade do material, optou-se então pela utilização de dois reagentes químicos diferentes. Os reagentes, suas principais finalidades, o tempo e a forma de ataque químico estão dispostos na tabela 12 na sequência:

Tabela 12 - REAGENTES UTILIZADOS

	COMPOSIÇÃO	OBJETIVO	APLICAÇÃO
Nital 5%	4 ml de ácido nítrico + 100 ml de álcool etílico	• Revelar os contornos de grãos da Ferrita.	Face da amostra imersa no reagente por 45s, com movimentos circulares.
Picral	4 g de ácido pícrico + 100 ml de álcool etílico	• Detalhamento da perlita, martensita e bainita; • Distinção entre bainita e perlita fina; • Revelar carbonetos não dissolvidos na martensita e nos contornos de grãos com baixo teor de carbono.	Faces da amostra imersa no reagente por 90s, com movimentos circulares.

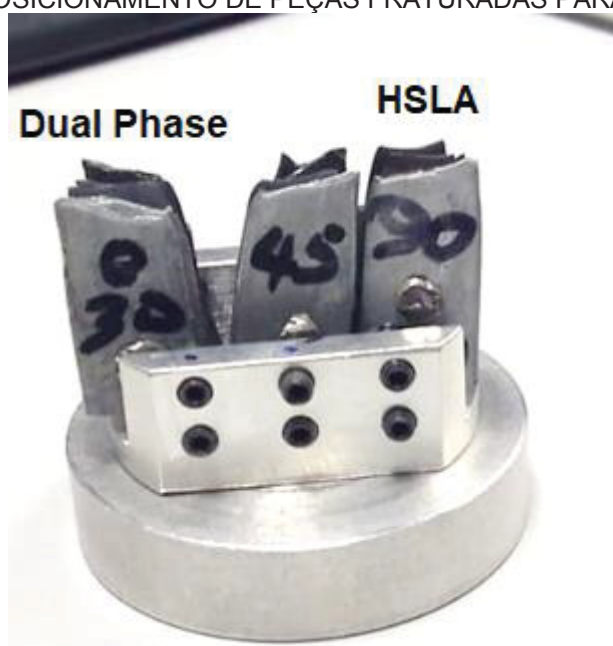
FONTE: Adaptado de Santos (2017).

3.5 AMOSTRAS – TRAÇÃO À QUENTE

Os corpos de prova fraturados foram embutidos a frio, por meio de uma resina sintética, semelhante ao método utilizado aos corpos de prova provenientes do tratamento térmico, para evitar eventuais alterações microestruturais devido à variação de temperatura. Mas, para análise do Perfil das fraturas, antes da realização do embutimento para a microscopia ótica, as peças foram encaminhadas para análise no MEV.

Para uma análise da superfície da “face da fratura”, tiras metálicas de ambos os materiais foram posicionadas, como o auxílio de um suporte específico, como representado na FIGURA 44. Este procedimento foi desenvolvido para estudar a região fraturada e suas características físicas, pois se baseando na literatura (TIGRINHO, 2011) elas podem auxiliar na compreensão do comportamento do material e dar noção de suas propriedades.

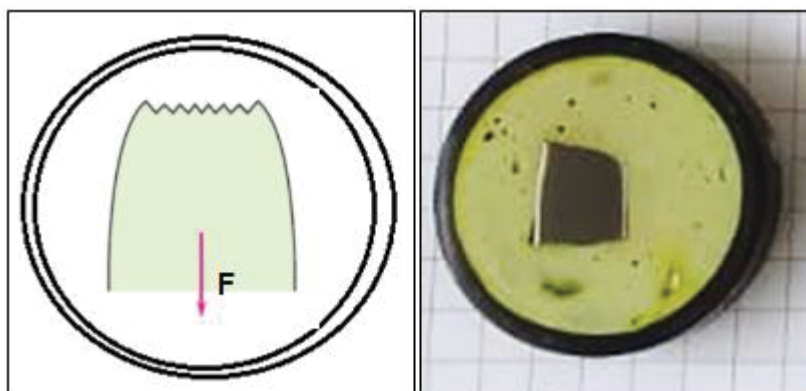
FIGURA 44 - POSICIONAMENTO DE PEÇAS FRATURADAS PARA ANÁLISE MEV.



FONTE: O AUTOR (2019).

Posicionada de uma maneira transversal á fratura, como na FIGURA 45 a microestrutura da região pode ser preparada e atacada quimicamente para a microscopia ótica.

FIGURA 45 - EMBUTIMENTO DA AMOSTRA FRATURA



FONTE: O AUTOR (2019).

3.6 MICROSCOPIA – ÓPTICA E ELETRÔNICA DE VARREDURA

Para fazer a análise de microscopia óptica foi utilizado um microscópio da marca Olympus®, modelo BX51M e posteriormente, um microscópio eletrônico de varredura (MEV) OXFORD X-MAX 51-XXM1010, que permitiu obter imagens com maiores ampliações.

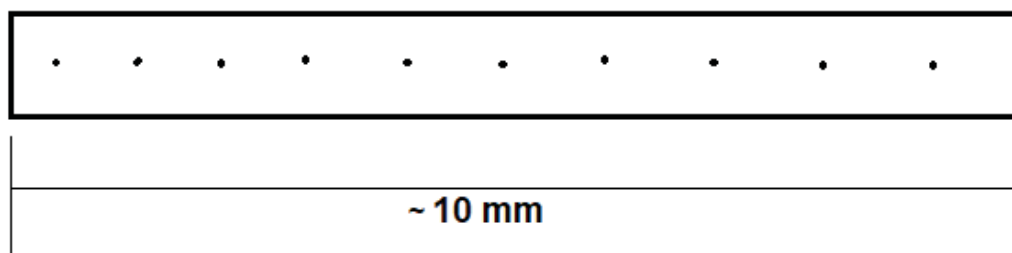
3.7 DUREZA VICKERS

A dureza na escala Vickers foi realizada nas duas abordagens do trabalho. As medidas foram realizadas com o auxílio de um durômetro Mitutoyo® Modelo HM-200.

3.7.1 DUREZA VICKERS – TRATAMENTO TERMICO

Foi realizado um perfil de dureza nas peças tratadas termicamente ainda embutidas com aproximadamente 1 cm de comprimento. Elas receberam 10 demarcações onde se realizou uma endentação com carga de 300 gf durante 10 s, a cada aproximadamente 1 mm, como representado na FIGURA 46.

FIGURA 46 - ESQUEMATIZAÇÃO DAS ENDENTAÇÕES NAS AMOSTRAS TRATADAS TERMICAMENTE.



FONTE: O AUTOR, (2019).

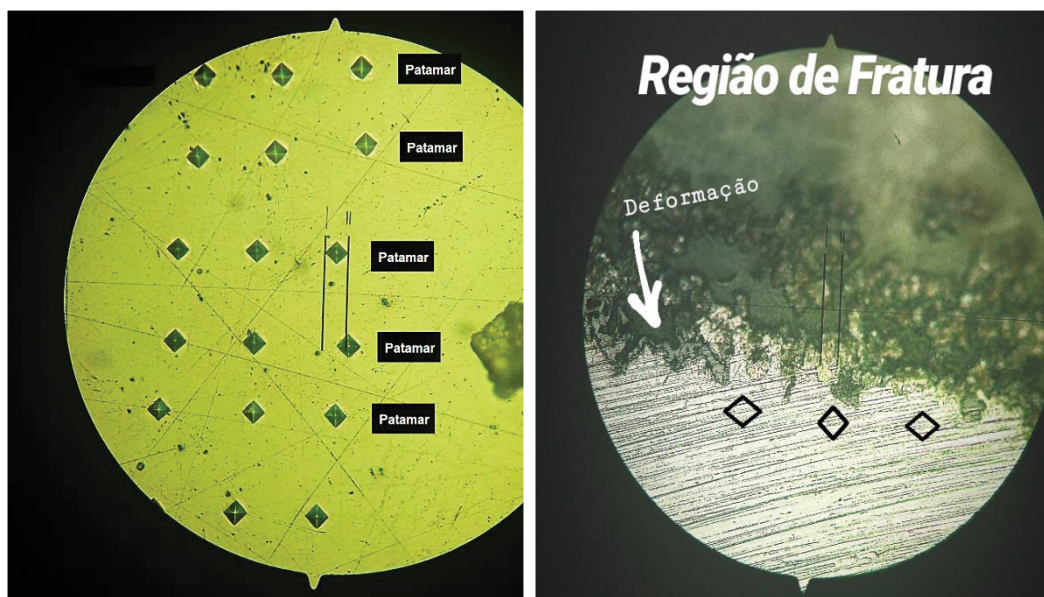
3.7.2 DUREZA VICKERS – TRAÇÃO À QUENTE

Utilizando as peças fraturadas embutidas para a análise microscópica, dois perfis de dureza na região da fratura foram desenvolvidos. Utilizando o mesmo equipamento citado acima, a carga aplicada foi alterada devido à sensibilidade da região para 25 gf durante 15s. Esta carga, relativamente alta foi utilizada devido às limitações da aparelhagem disponível.

O que foi nomeado “perfil por patamares”, trata-se de uma repetição de 3 marcações horizontais, aprofundando da borda da fratura para o interior da peça, uma média e um desvio padrão foi obtido em cada patamar de endentações. Como a FIGURA 47 representa parte da análise, dez patamares foram realizados. Onde, os 5 primeiros patamares foram realizados com aproximadamente 60 μm de distância entre eles, e os 5 últimos com aproximadamente 120 μm . As distancias entre cada marcação são de aproximadamente 2,5 vezes o diâmetro da endentação vizinha, FIGURA 47.

E os resultados são apresentados em forma de gráfico, com os valores da média de cada patamar com seu respectivo desvio padrão amostral.

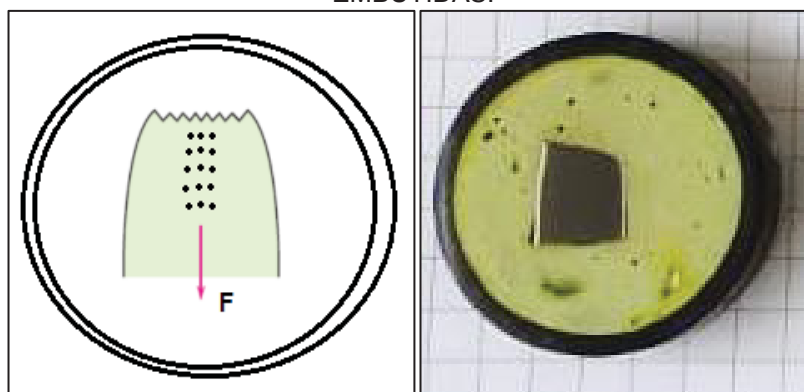
FIGURA 47 - ESQUEMATIZAÇÃO DO ENSAIO DE DUREZA VICKERS NA REGIAO DE FRATURA DAS AMOSTRAS TRACIONADAS



FONTE: O AUTOR (2019).

As amostras foram cuidadosamente posicionadas, afim de que o eixo uniaxial de tração ficasse o mais perpendicular possível ao aprofundamento dos patamares. Com este procedimento, objetivou-se identificar a evolução da dureza nas regiões com a deformação mais concentrada (patamares mais próximos da borda da fratura) em vista das regiões menos afetadas (patamares mais distantes da borda). Veja na esquematização da FIGURA 48.

FIGURA 48 - ESQUEMATIZAÇÃO DAS ENDENTAÇÕES NAS AMOSTRAS FRATURAS EMBUTIDAS.



FONTE: O AUTOR (2019).

O segundo perfil traçado, recebeu o nome de “Perfil Reto”. Neste, as três endentações horizontais foram realizadas como representados, no

entanto, as distâncias entre elas foram maiores, cerca de 0,5 mm. Com este afastamento, a dureza até o meio da amostra foi medida.

3.8 FLUORESCÊNCIAS DE RAIOS-X

Na tentativa de identificar com mais precisão a composição química dos materiais, a técnica não destrutiva de fluorescência de raios-X foi realizada nos dois aços estudados com o auxílio do aparelho *Energy Dispersive X-ray Fluorescence Spectrometer - EDX* do Fabricante © *Shimadzu Corporation* série EDX-720/800HS.

A principal motivação para a realização desta análise no aço microligado foi estudar a ocorrência da formação de carbonetos, um dos mecanismos de endurecimento do material. E se sim, quais os elementos de liga que os constituem.

Para os aços de dupla fase a motivação foi diferente. A presença de elementos de liga interfere diretamente no desenvolvimento de fases e constituintes. Como o próprio nome diz, o Dual Phase apresenta duas fases principais: Ferrita e Martensita, sendo que a formação desta última é influenciável pela presença de determinados elementos químicos, ou seja, a temperabilidade do material é afetada (INTERNATIONAL IRON & STEEL INSTITUTE, 2005). Neste contexto, saber com precisão os elementos presentes facilitaria a compreensão das mudanças na microestrutura afetada, principalmente pela temperatura.

A análise é realizada dentro de uma câmara a vácuo para eliminação de contaminação com o ar ambiente. Uma amostra para cada material foi utilizada, as mesmas que fizeram corpo para o tratamento térmico de 30 C numa alusão à temperatura ambiente, sem deformação, livres de embutimento, lixadas e limpas antes da fluorescência.

3.9 ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA

A análise EDXRF - Fluorescência de Raio - X apresenta limitações na identificação de uma determinada faixa de elementos (raio atômico) como complemento no estudo referente aos elementos químicos presentes na liga, foi realizada a Espectroscopia de Energia Dispersiva nas amostras não fraturadas.

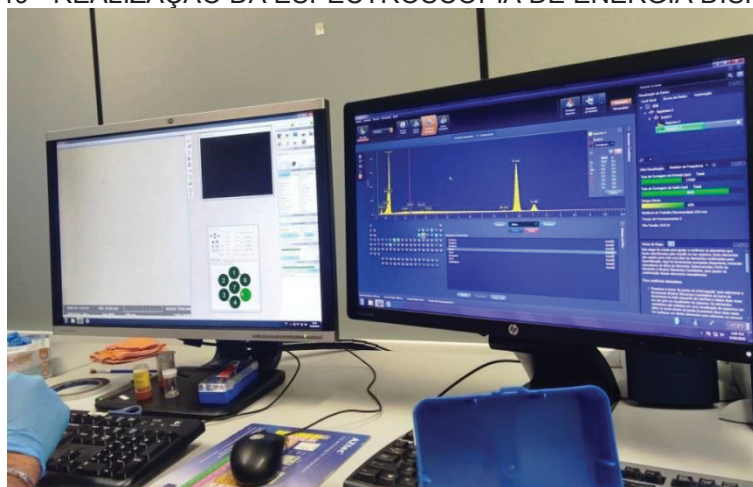
O EDS foi realizado nas amostras não fraturadas de uma maneira pontual. Este ensaio, á princípio, foi motivado para identificação dos carbonetos presentes no aço microligado (HSLA).

Após a realização da metalografia, com diferentes reagentes químicos, as imagens revelaram além dos habituais microconstituintes – contorno de grão, fases e constituintes – pontos dispersos nessa matriz. Pela literatura, os aços microligados devem sua dureza pelo refino do contorno de grão e justamente, a presença de carbonetos em sua microestrutura.

Objetivou-se então, a identificação dos elementos estruturais destes supostos carbonetos apresentados na micrografia.

Aproveitando o ataque químico com o reagente Picral, que se mostrou mais eficaz no destaque destes “pontos”, a espectroscopia foi realizada com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) OXFORD X-MAX 51-XXM1010, na FIGURA 49.

FIGURA 49 - REALIZAÇÃO DA ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA



FONTE: O AUTOR (2019).

Em meio ao contexto de elevadas temperaturas, para o aço Dual Phase a identificação dos elementos de liga que contribuísse com sua temperabilidade era fundamental, tornando assim a realização de uma análise mais precisa totalmente necessária para o estudo.

3.9.1 LIMITAÇÕES DO EDS

O EDS é muito eficiente na quantificação de diversos elementos químicos, porém, quando se trata de elementos leves –boro, carbono, nitrogênio, oxigênio e flúor – os valores obtidos pelo MEV podem apresentar distorções em relação aos valores reais do material. É comum encontrar referências que sugerem que sejam quantificados apenas elementos com números atômicos superiores a nove (GOLDSTEIN J. et al 2007).

As diferenças entre o valor real e a medição podem ser explicadas pelo uso inadequado da tensão, efeitos de absorção e efeitos químicos.

No caso dos elementos leves, o espectro é formado apenas por fótons liberados por elétrons da camada K. Esse fato se deve à distribuição eletrônica destes elementos, em que a camada mais externa é a L, que juntamente com a camada K, suportam até 10 elétrons. Neste caso, a liberação de fótons deve apenas ocorrer quando elétrons que saltaram para camada L retornam para camada K. Desta forma, a tensão necessária para excitação dos elétrons é relativamente baixa, já que é as camadas envolvidas são menos energéticas.

Para uma maior sensibilidade, ou seja, maior detecção dos raios-X produzidos, a utilização correta da tensão se dá pelo mínimo necessário para excitação de todos os elementos analisados (GOLDSTEIN J. et al 2007).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Para cada material, os resultados serão apresentados na seguinte ordem: Diagramas provenientes do ensaio de tração a quente – Imagens metalográficas – Perfis de dureza – Fluorescência de Raio-X – Espectroscopia de Energia Dispersiva.

Inicia-se com os resultados do HSLA e após, os do Dual Phase.

● RESULTADOS - ENSAIO DE TRAÇÃO À QUENTE

Ao fim dos ensaios de tração em diversas temperaturas, como esquematizado no capítulo 3, um arquivo no formato txt foi concedido pela máquina através de um software. Estes dados foram trabalhados como explanado na revisão bibliográfica e plotados na forma de diagramas para análise das propriedades desses materiais.

Para cada material, foram plotado os seguintes diagramas:

1. **Tensão x Deformação;**
2. **Curvas Verdadeiras.**

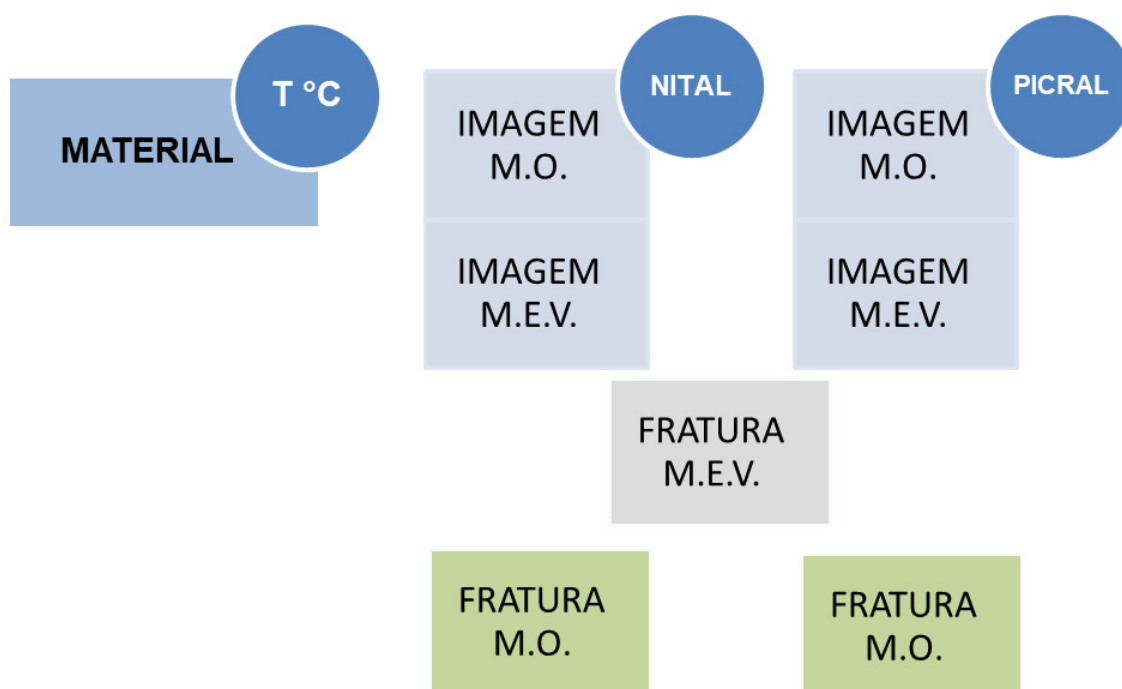
● RESULTADOS - MICROSCOPIA

Dado a realização de duas linhas de abordagem: TRATAMENTO TÉRMICO e TRAÇÃO À QUENTE, para dois materiais diferentes: HSLA 350/440 e DUAL PHASE 350/600, os resultados da microscopia ótica – M.O. e microscopia eletrônica de varredura – M.E.V. do trabalho em questão tomou um volume muito grande.

Para uma melhor compreensão do leitor, todo o conteúdo de microscopia foi resumido e será apresentado após os resultados do ensaio de tração a quente, como explicado na esquematização da FIGURA 50. Este layout foi aplicado para os dois materiais estudados.

A seguir são apresentadas as micrografias provenientes do tratamento térmico com seus respectivos ataques, sequencialmente, as micrografias provenientes do ensaio de tração á quente.

FIGURA 50 - ESQUEMATIZAÇÃO DA APRESENTAÇÃO DAS MICROGRAFIAS



FONTE: O AUTOR (2019).

- **DUREZA VICKERS – TRATAMENTO TÉRMICO**

Para cada abordagem, a dureza do material foi avaliada de maneira diferenciada, como detalhado no capítulo de 3.

Para cada material, as amostras tratadas termicamente com sua respectiva faixa de aquecimento, um perfil de dureza foi traçado e plotado nos gráficos abaixo.

Através deles, analisa-se o impacto que as mudanças micro estruturais observadas no tópico anterior causaram em suas propriedades mecânicas.

- **DUREZA VICKERS – TRAÇÃO A QUENTE**

Para a segunda abordagem, referente à tração á quente, dois perfis de dureza amostral foram desenvolvidos. Com a esquematização explicada no capítulo 3, para o “Perfil por PATAMARES” o valor da media das três endentações obtidas em cada patamar foram plotadas considerando seu desvio padrão.

Como explicado no capítulo 3, para o “Perfil RETO” o valor da média das três endentações com distancias maiores (~ 0,5 mm) foi plotado, afim de que as últimas marcações atingissem a região central da amostra.

● RESULTADOS - FLUORESCENCIA DE RAIOS – X

A fim de mapear a composição química dos materiais estudados, pelas razões a resumidas no capítulo 3, uma análise de EDXRF - Fluorescência de Raios X por dispersão de Energia foi realizada nas amostras de 30 °C de cada tipo de aço.

Os resultados referentes ao HSLA estão apresentados e na tabela 13, e por sua vez, os resultados referentes ao aço DP então apresentados na tabela 15.

● RESULTADOS - ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA

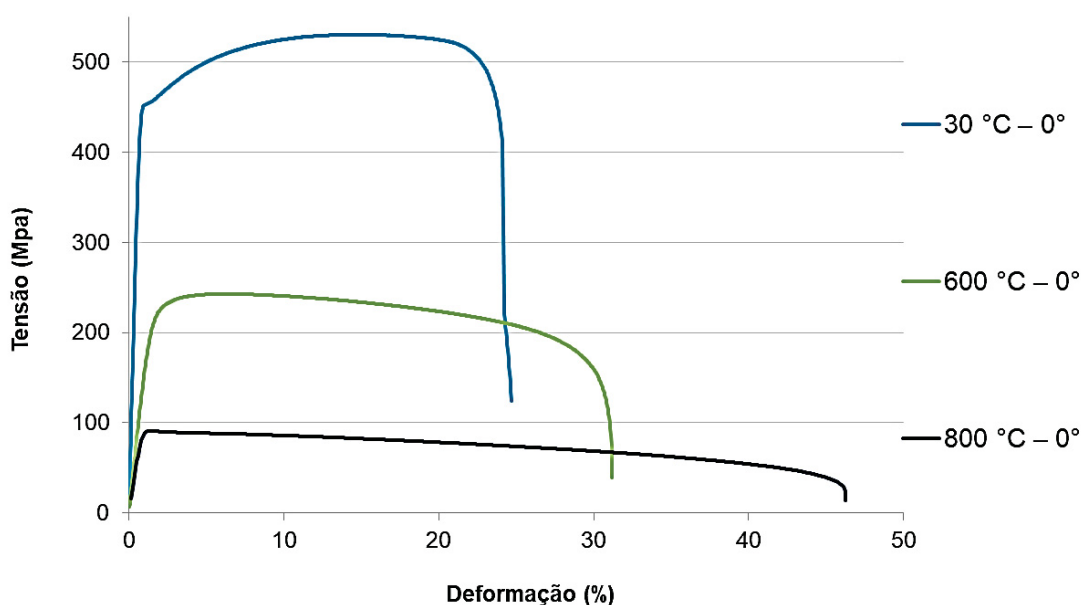
Visto que, segundo a literatura, a análise EDXRF - fluorescência de Raio x apresenta limitações na identificação de uma determinada faixa de elementos (raio atômico (FUNDAMENTOS da espectroscopia, 2019), como complemento no estudo referente aos elementos químicos presentes na liga, foi realizada a Espectroscopia de Energia Dispersiva nas amostras não fraturadas de 30 °C.

Os valores obtidos estão apresentados nas FIGURAS 69 para o HSLA e FIGURA 86 para o DUAL PHASE, sequenciadas pelas suas respectivas tabelas com a composição química em peso %.

4.1 HSLA – TRAÇÃO A QUENTE

FIGURA 51 - DIAGRAMA DE TENSÃO X DEFORMAÇÃO – HSLA

Curvas de Engenharia - HSLA



FONTE: O AUTOR (2019).

A principal informação que o diagrama da FIGURA 51 apresenta se refere à curva para a temperatura de 30 °C (simulando a temperatura ambiente) foi possível identificar a tensão de escoamento e a tensão máxima de resistência à tração pouco acima do valor esperado: 350/440 MPa, respectivamente. Isso pode ser explicado pela presença de encruamento, pela alta taxa de deformação aplicada no ensaio combinada ao fato da orientação da laminação coincidir com a direção da tensão de tracionamento, como citado por Srour Junior (2002). Para as temperaturas acima: 600 °C e 800 °C o alcance de deformação aumentou consideravelmente e, pode-se observar isso na macroscopia na FIGURA 52.

Nota-se porém que, apesar da deformação total ser maior para temperaturas elevadas, a deformação sem estrição foi reduzida (SOUZA, 1982).

Nestes casos o fenômeno de recristalização devido à temperatura superou ao de encruamento devido à deformação.

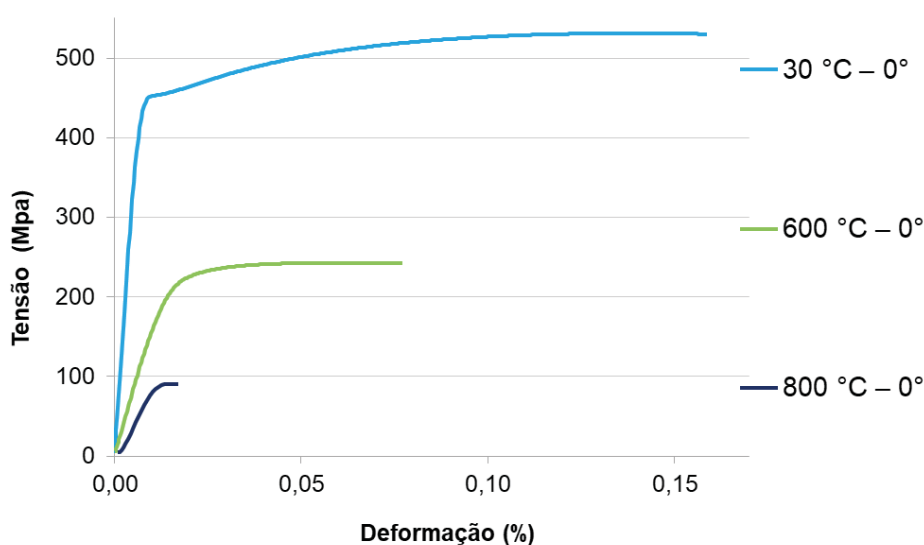
FIGURA 52 - AMOSTRAS FRATURADAS DE HSLA



FONTE: O AUTOR (2019).

FIGURA 53 - DIAGRAMA DE TENSÃO X DEFORMAÇÃO VERDADEIRA – HSLA

Curvas Verdadeiras - HSLA



FONTE: O AUTOR (2019).

As curvas verdadeiras da FIGURA 53 foram obtidas como demonstrada no item 2.3.3, utilizando a *Equação de Hollomon*, com o auxílio do programa Microsoft Office Excel. Obtém-se a coerência dos dados entre as duas abordagens, onde retirando a fase de estrição fica em evidência que em altas temperaturas o metal perde conformabilidade.

Esta curva é criada considerando o encruamento após o início da deformação plástica e a elevação da tensão de resistência á tração, descartando o fenômeno conhecido como “empescoçamento”. Neste, observa-se que a deformação sem perda de espessura do HSLA em alta temperatura se reduz drasticamente.

Para o desenvolvimento da formulação, um grande volume de dados referente á variação do fator de encruamento e Tensão de escoamento foram armazenados para futuros estudos.

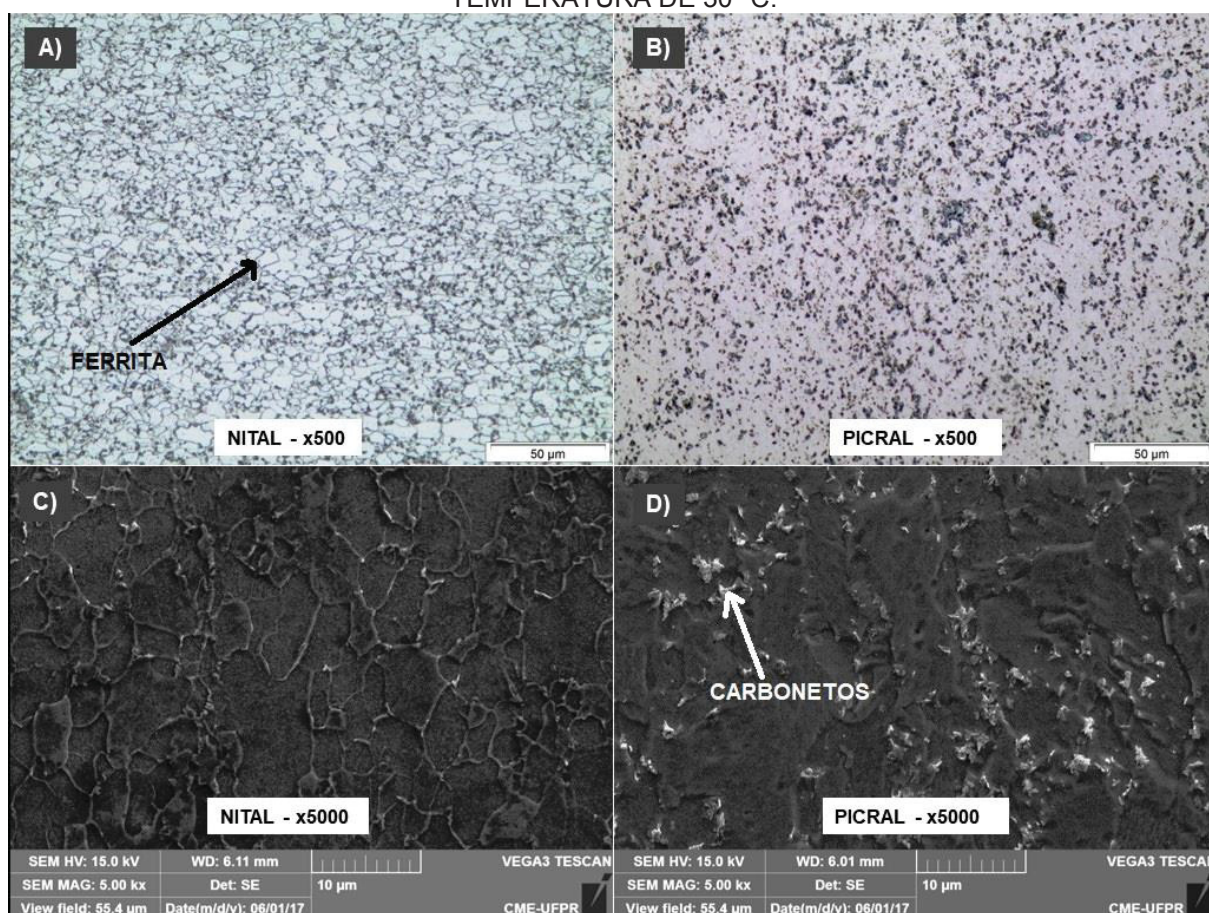
4.2 HSLA – MICROSCOPIA

Para os aços microligados, as imagens da metalografia foram obtidas por meio de dois ataques químicos, como detalhado na tabela 12.

Seguindo a esquematização proposta na FIGURA 50, veja os resultados encontrados:

TEMPERATURA: 30 °C

FIGURA 54 – MICROSCOPIA DO HSLA PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 30 °C.

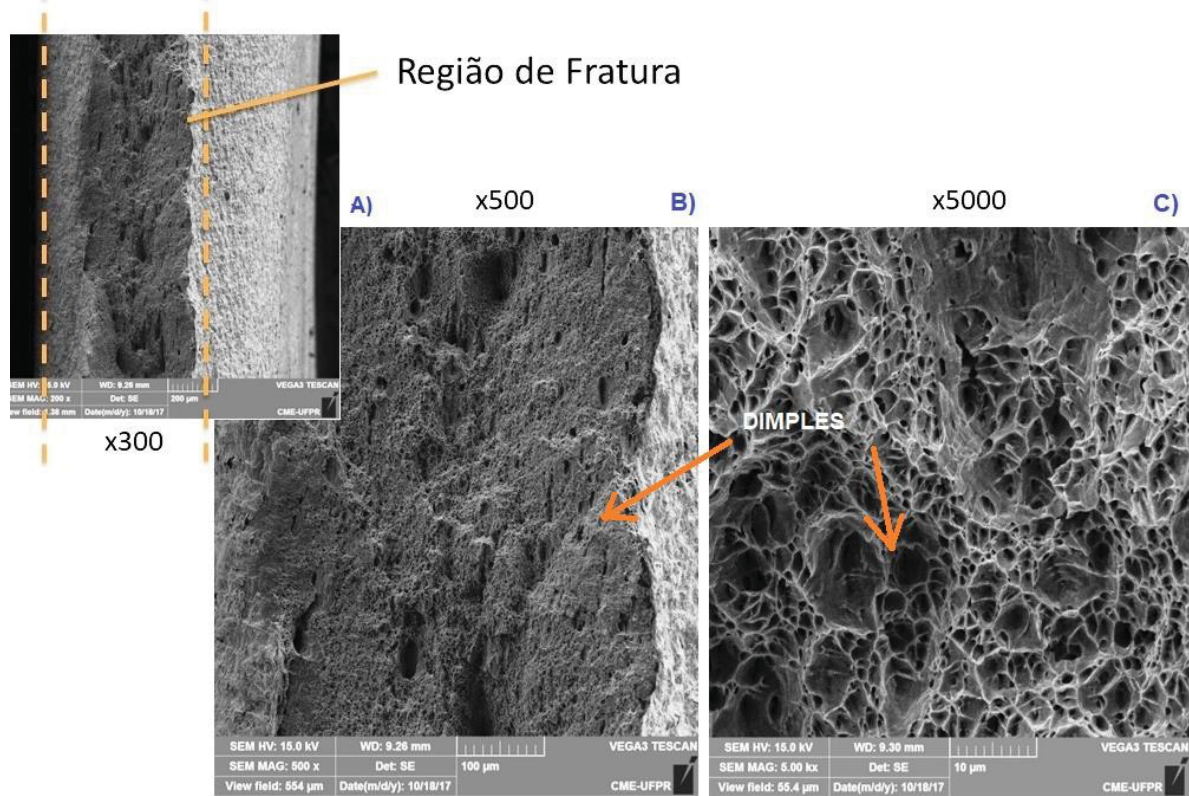


FONTE: O AUTOR (2019).

Nas micrografias óticas de amostras de 30 °C – simulando o material em temperatura ambiente – testes do tempo de ataque para o reagente químico foram realizados até obtenção de uma imagem semelhante a da literatura (FIGURA 2) e assim uma preparação adequada para a análise no MEV.

Na FIGURA 54, imagem A atacada com Nital apresentou o esperado da categoria HSLA, segundo Nikolas, (2016) uma matriz Ferrítica (fase de menor resistência) com dureza proveniente do refinamento de seu grão. A imagem B teve seus carbonetos, agente secundário de sua resistência, evidenciados. Nas imagens C e D da microscopia eletrônica de varredura, esta microestrutura se repetiu com maior detalhamento.

FIGURA 55 - HSLA - MICROSCOPIA DA REGIAO DE FRATURA EM 30 °C – MEV.

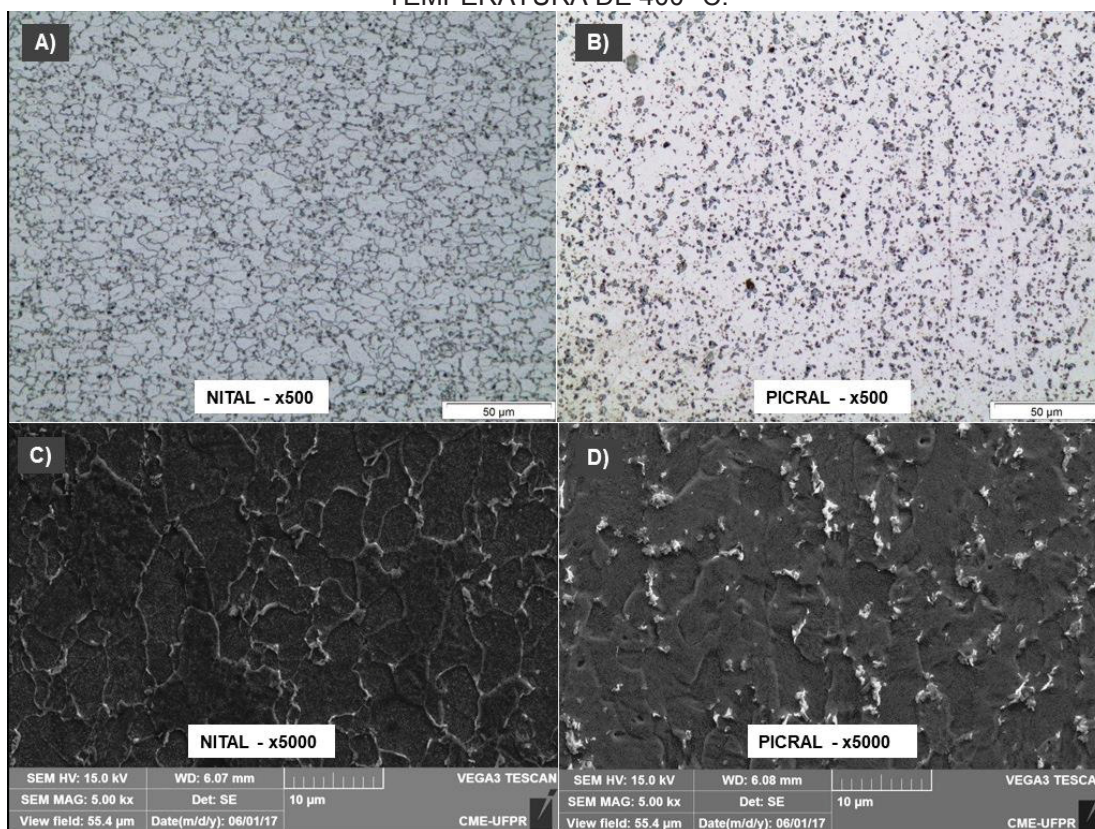


FONTE: O AUTOR (2019).

As imagens MEV da região de fratura mostraram o que Pardal (2015) chamou de perfil Dúctil, pois apresentou deformação plástica como visto na FIGURA 55 A e B. Anderson (1995) classificou como Alvéolos ou *Dimples* o micromecanismo de fratura apresentado na imagem C.

TEMPERATURA: 400 °C

FIGURA 56 - MICROSCOPIA DO HSLA PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 400 °C.



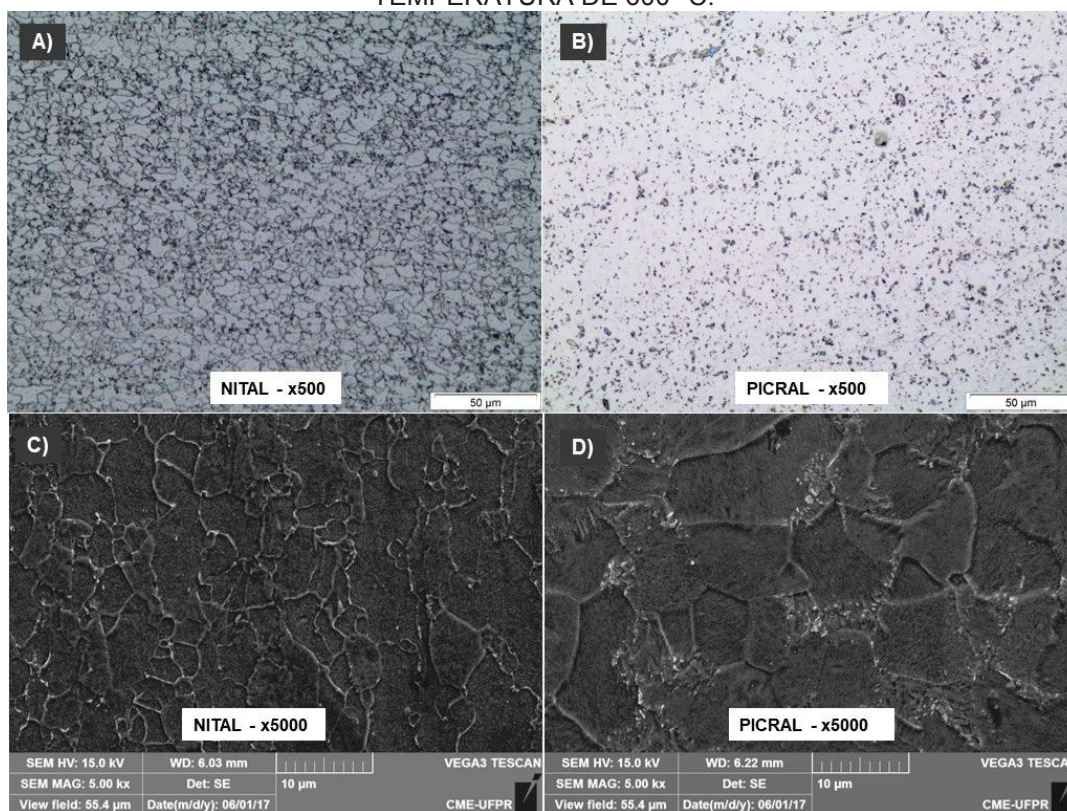
FONTE: O AUTOR (2019).

As imagens obtidas com o Picral, FIGURA 56, para o tratamento térmico de 400 °C destacaram a possibilidade do início das dissoluções do que a ASM Handbook (2001) define como carbonetos. Não há convicções nesta afirmação, pois, outras técnicas mais específicas são capazes de calcular esta variação de concentração não fizeram parte deste plano de trabalho.

No entanto, baseando-se nos demais resultados de Tração e Dureza, que indicaram uma redução desta resistência mecânica, a suposição de dissolução dos carbonetos se tornou coerente.

TEMPERATURA: 600 °C

FIGURA 57 - HSLA - MICROSCOPIA DO HSLA PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 600 °C.

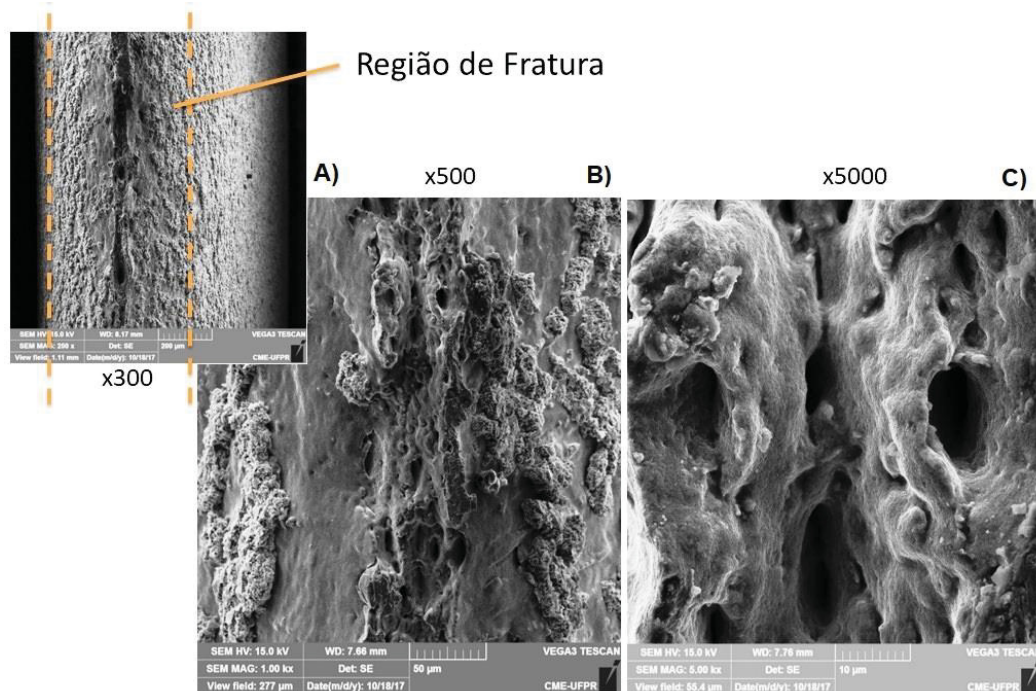


FONTE: O AUTOR (2019).

Na FIGURA 57 em 600 °C o aumento do tamanho de grão se apresenta de forma não acentuada na estrutura cristalina do material, imagem A e C. Aparentemente os carbonetos continuaram se dissolvendo, em comparação com a imagem B.

Na imagem D de maior aumento, notou-se indícios de uma nova fase se formando através do relevo, esta suposição se deu pelo que se constata na próxima temperatura de 800 °C, resfriado em ar.

FIGURA 58 - HSLA - MICROSCOPIA DA REGIAO DE FRATURA EM 600 °C – MEV.

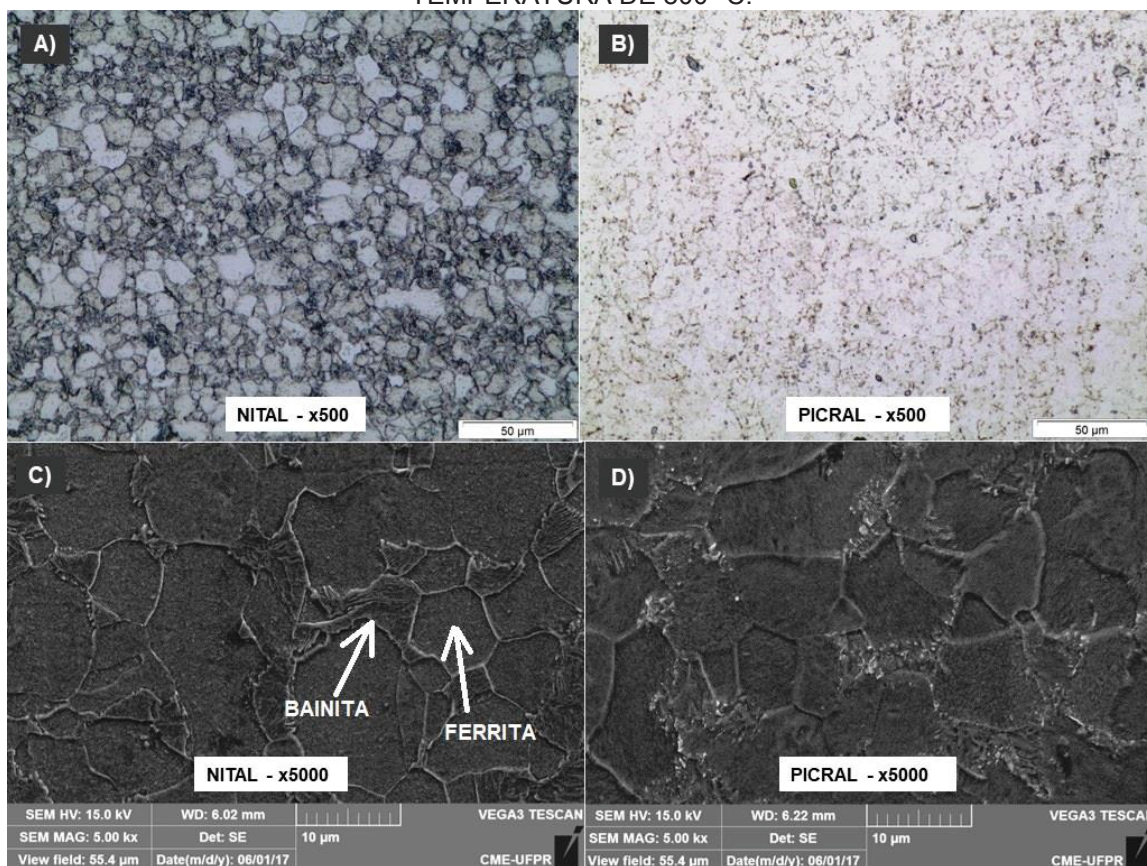


FORNE: O AUTOR (2019).

Na região de fratura da FIGURA 58, percebeu-se a diminuição da presença de *Dimples* mas ainda assim, baseando-se no diagrama de Tensão Deformação desta amostra apresentado na FIGURA 51 a de fratura dúctil foi encontrada.

TEMPERATURA: 800 °C - ÁGUA

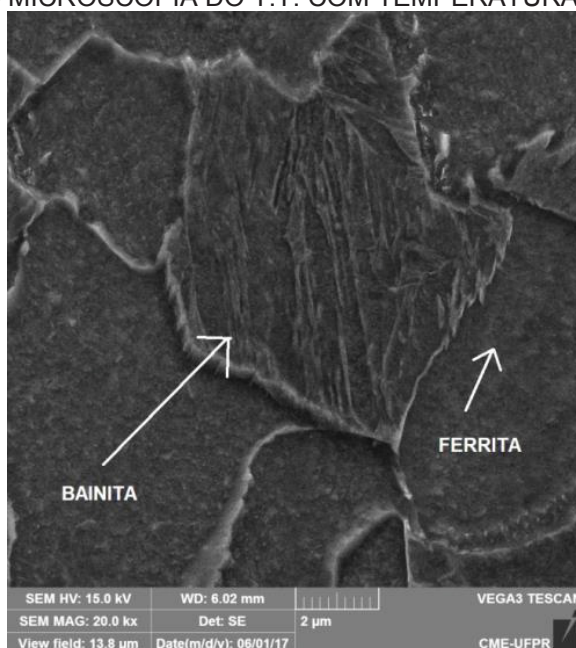
FIGURA 59 - HSLA - MICROSCOPIA DO HSLA PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 800 °C.



FONTE: O AUTOR (2019).

No estudo de Rigueira et al. (2011), onde ele apresentou uma imagem semelhante a encontrada com o ataque de Nital A, ele a definiu como Bainita granular e regiões Ferríticas. A imagem D, com maior aumento, a suposta presença de Bainita foi identificada. A FIGURA 60, na sequência, tem-se um foco em um grão desta fase não identificada. Como complemento deste raciocínio, os valores de dureza Vickers apresentados na próxima seção, corresponderam aos encontrados pelo autor citado.

FIGURA 60 - HSLA - MICROSCOPIA DO T.T. COM TEMPERATURA DE 800 °C – x20.000



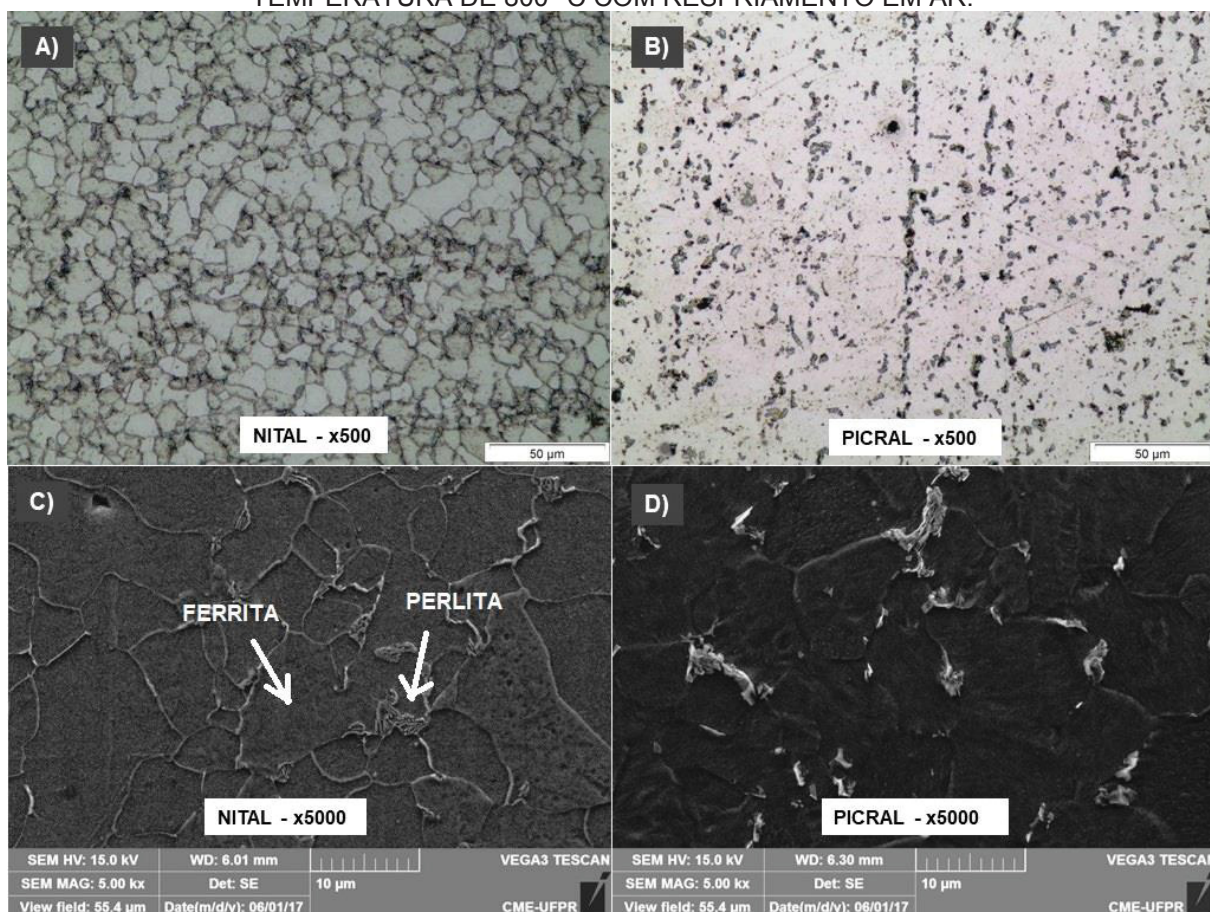
FONTE: O AUTOR (2019).

Análises metalográficas são criteriosas e afirmações nesta área sempre apresentam alto risco, e neste caso, o próprio Rigueira et al. (2011) ressaltou a dificuldade de diferenciar uma estrutura *Ferrita-Bainita* para uma *Ferrita – Perlita*.

Este desafio se repete na próxima imagem, onde a temperatura de aquecimento também foi de 800 °C com resfriamento em Ar.

TEMPERATURA: 800 °C – AR

FIGURA 61 - MICROSCOPIA DO HSLA PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 800 °C COM RESFRIAMENTO EM AR.



FONTE: O AUTOR (2019).

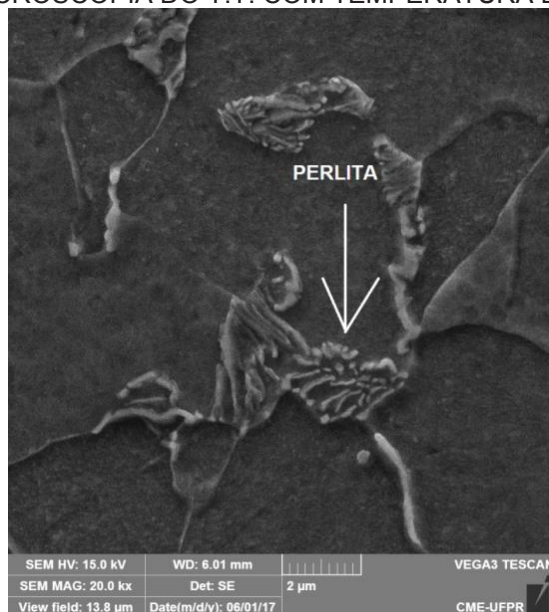
Para a FIGURA 61, que também apresenta tamanho de grãos diferentes das imagens de baixa temperatura, ou seja, não mais aquela matriz Ferrítica convencional dos HSLA da FIGURA 2. Supuseram que esta estrutura seja Ferrita-Perlita, pois apesar da semelhança com a estrutura anterior sua forma de resfriamento lenta não induziria a difusão atômica necessária para a formação de Bainita.

O perfil de dureza que esta amostra apresentou é relativamente abaixo dos demais estudados, e segundo David (2014), característico de aços simples ao carbono com a presença de grãos Perlíticos.

Outro ponto a se considerar, é que segundo o CENTRO DE INFORMAÇÃO METAL MECÂNICA (2019) o fenômeno de recristalização pode ter acontecido devido à alta temperatura atingida no aquecimento, seguida de resfriamento lento.

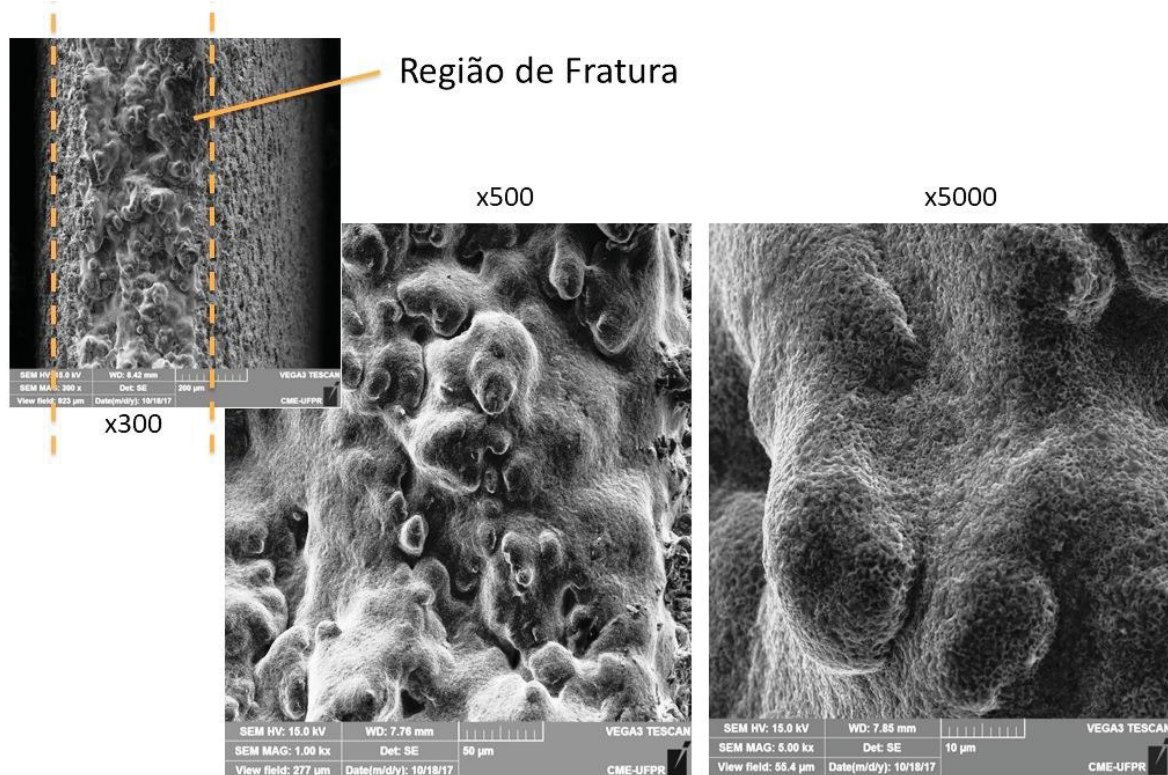
Isto também acarretaria a diminuição da dureza encontrada no perfil Vickers realizado na amostra.

FIGURA 62 - HSLA - MICROSCOPIA DO T.T. COM TEMPERATURA DE 800 °C (AR) – x20.000



FONTE: O AUTOR (2019).

FIGURA 63 - HSLA - MICROSCOPIA DA REGIAO DE FRATURA EM 800 °C – MEV.



FONTE: O AUTOR (2019).

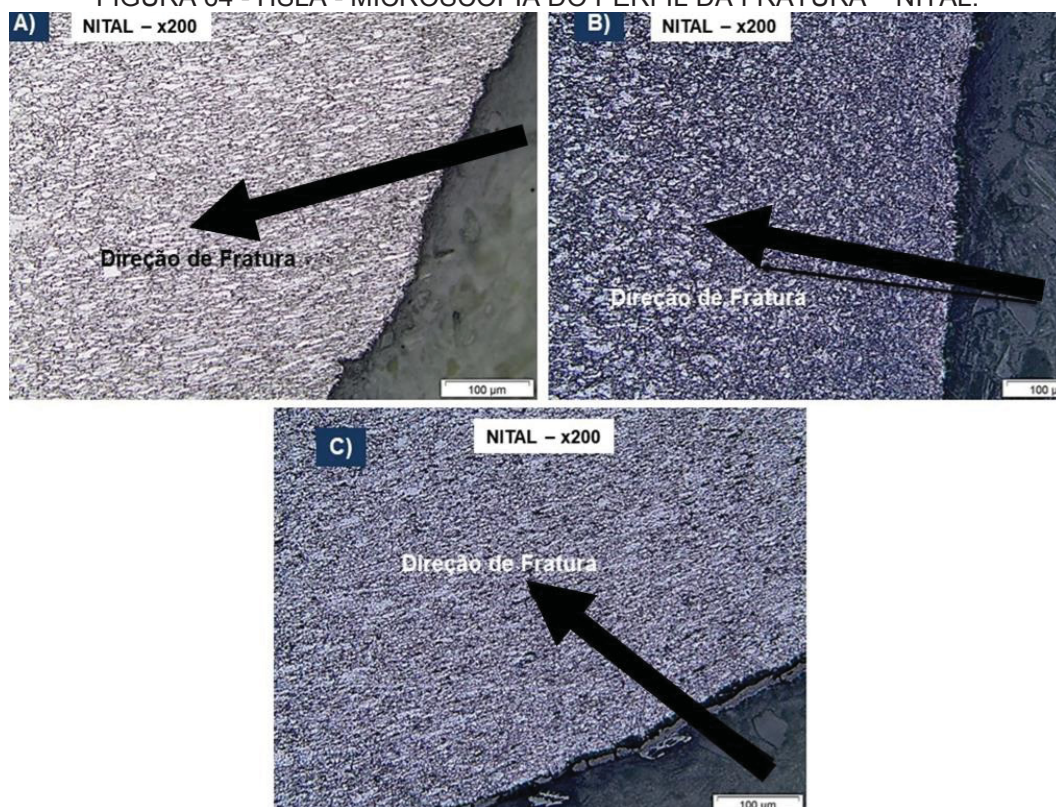
Para a temperatura de 800 °C, a FIGURA 63 mostrou uma morfologia que não houve nesse estudo dados e pesquisas que possibilitasse a sua identificação convicta.

Assim como as demais fraturas, correlacionando a imagem com o seu diagrama de tensão deformação apresentado na FIGURA 51, percebeu-se um comportamento altamente dúctil com elevada estriçãoção.

4.3 HSLA – MICROSCOPIA OTICA DA FRATURA

NITAL

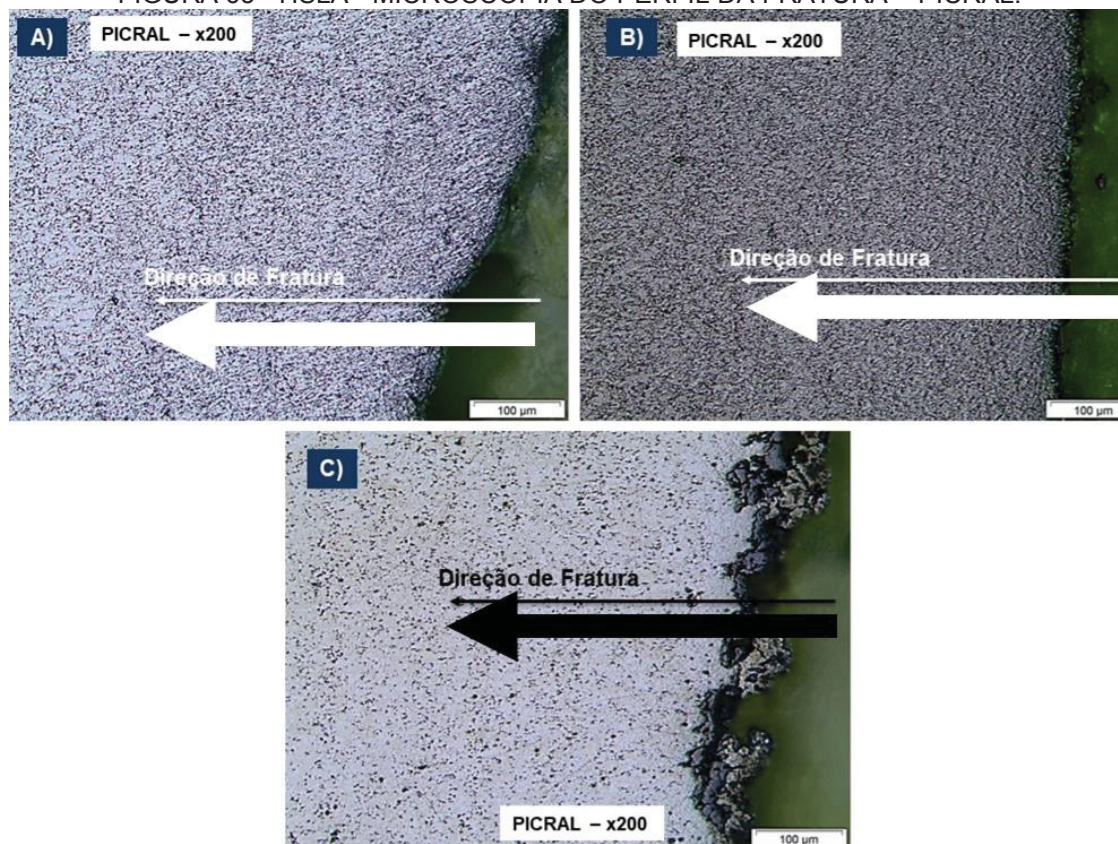
FIGURA 64 - HSLA - MICROSCOPIA DO PERFIL DA FRATURA – NITAL.



FONTE: O AUTOR (2019).

PICRAL

FIGURA 65 - HSLA - MICROSCOPIA DO PERFIL DA FRATURA – PICRAL.



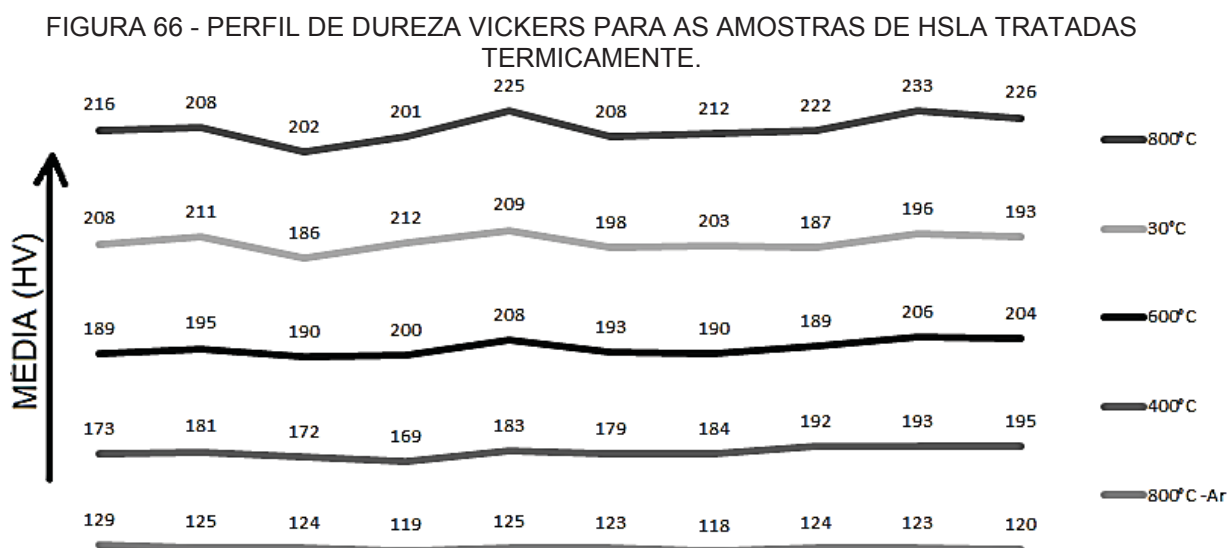
FONTE: O AUTOR (2019).

A realização da microscopia ótica nas amostras tracionadas objetivou visualizar melhor a morfologia da região de fratura. Especificamente falando, o foco era detecção de deformação e o comportamento dos grãos na borda do material rompido.

Com o ataque de Nital, foi destacado um alongamento dos grãos mais próximos à borda em relação aos mais afastados, FIGURA 64.

Por sua vez, na FIGURA 65, o Picral destacou a suposição debatida na FIGURA 56, a ocorrência da dissolução dos carbonetos em maiores temperaturas e elevada deformação na região de borda da fratura, imagem C.

4.4 HSLA – PERFIL DE DUREZA VICKERS – TRATAMENTO TÉRMICO



FONTE: O AUTOR (2019).

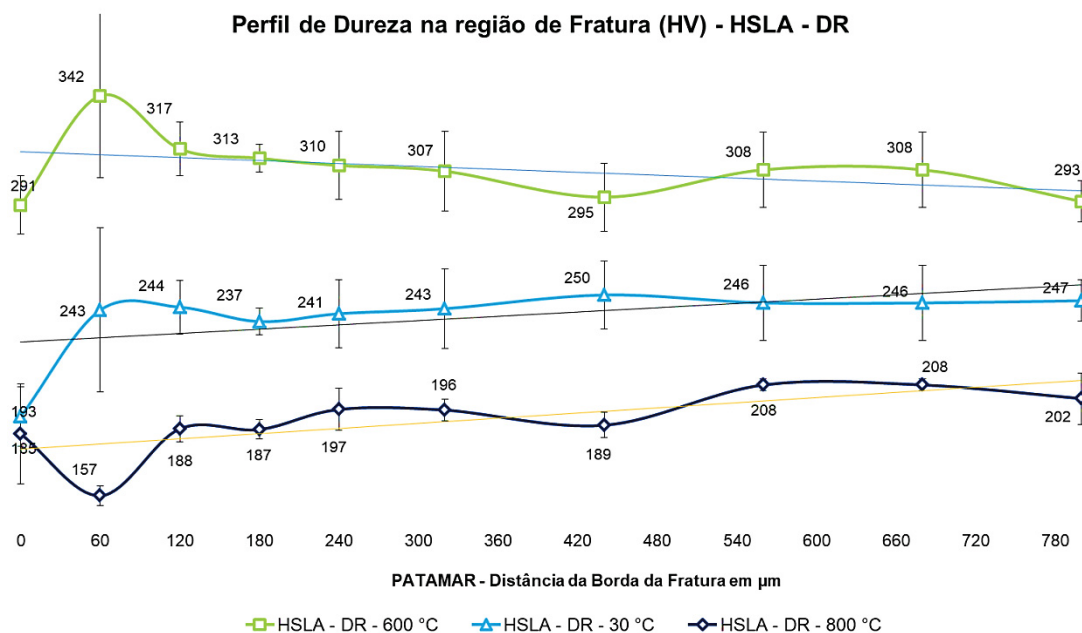
Os perfis de dureza Vickers realizados nas amostras tratadas termicamente de HSLA estão dispostos na FIGURA 66 de acordo com suas médias: da menor para a maior, debaixo para cima.

O que se destacou nestes resultados é a queda drástica de dureza para o material aquecido em 800 °C e resfriado em Ar. Como debatido na análise das FIGURAS 61 e 62, especulou-se a formação de uma estrutura *Ferrita – Perlita*, que corresponde com a faixa de dureza encontrada.

Outro destaque para este resultado também correspondeu ao aquecimento de 800 °C, porém, com resfriamento em água. Ao contrário da amostra citada anteriormente, o resfriamento brusco pode ter induzido a formação de uma fase diferenciada, supostamente *Bainita*. Esta proposta foi baseada na morfologia apresentada nas FIGURAS 59 e 60 e na faixa de dureza (HV) encontrada, FIGURA 66.

4.5 HSLA – PERFIL DE DUREZA VICKERS – TRAÇÃO A QUENTE

FIGURA 67 - PERFIL HV (0,3 kgf) DE PATAMARES DE HSLA

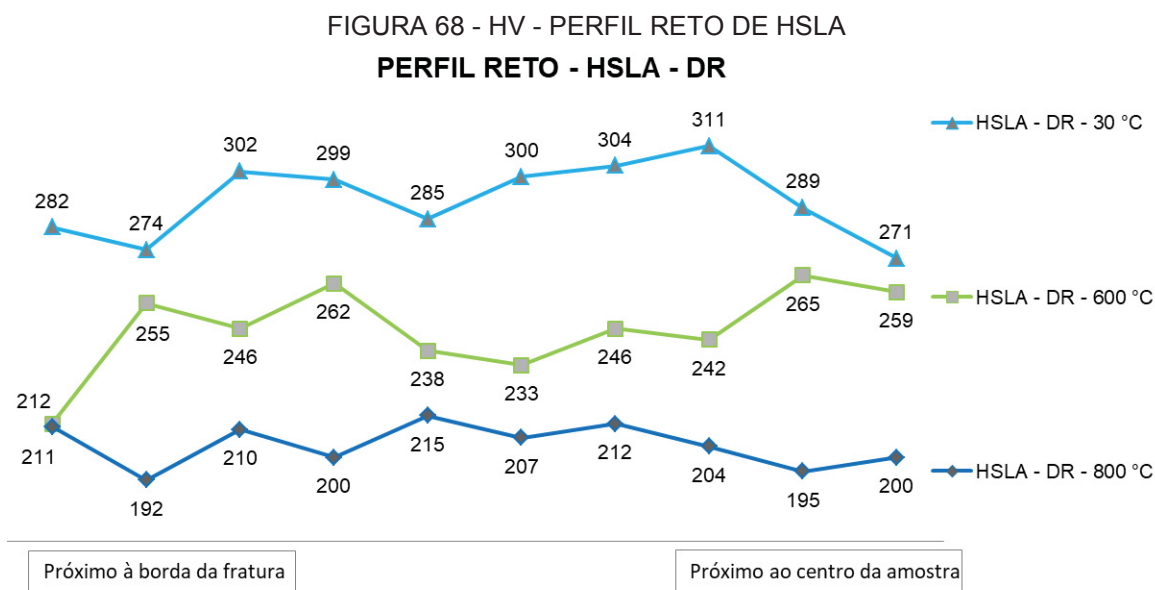


FONTE: O AUTOR (2019).

O perfil de dureza Vickers por Patamares desenvolvido para analisar a região de fratura, apresentou a média de 3 endentações (patamares) das regiões próximas a fratura na extremidade esquerda do gráfico e mais longínquas, à direita.

Observou-se que o desvio padrão nas primeiras endentações é mais elevado pela dificuldade na precisão dessa medição, ou seja, a diferença de espessura e a descontinuidade da superfície na região deformada próxima à fratura, FIGURA 67.

Este perfil também se mostrou pouco coerente com os demais resultados. Enquanto que nas curvas de deformação apresentados na FIGURA 51 a amostra de 30 °C apresentava maior resistência, na FIGURA 67 a amostra de 600 °C assume esse papel.



FONTE: O AUTOR (2019).

O Perfil reto foi desenvolvido para uma nova tentativa de analisar a dureza, sem tanta influência da descontinuidade da superfície da região de fraturada.

Como nos demais, as curvas estão plotadas de acordo com a média, sendo de baixo para cima, a menor para a maior.

Assim sendo, a FIGURA 68 foi mais coerente com os demais resultados do HSLA, onde a menor dureza foi da peça tracionada em maiores temperaturas, fenômeno já explicado no tratamento térmico resfriado ao ar, onde na FIGURA 62 se encontra a formação de Ferrita-Perlita, uma microestrutura menos resistente (RIGUEIRA et al, 2011).

Por ultimo, apesar do encruamento que geralmente aumenta a resistência em materiais deformados plasticamente, neste caso, ele foi superado pelo fenômeno de recristalização.

4.6 HSLA – FLUORESCENCIA DE RAIOS – X

Tabela 13 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO HSLA APRESENTADO NO EDXRF

Composição Química (wt %)				
Fe	Mn	Al	Cr	Nb
98,692	0,749	0,351	0,157	0,052

FONTE: O AUTOR (2019).

A fluorescência de Raio - X para o HSLA foi motivada para identificação mais precisa dos elementos de liga presentes no material. A intenção inicial era mapear e sequencialmente entender melhor sobre a influência dos carbonetos em sua rede cristalina e comportamento mecânico do material.

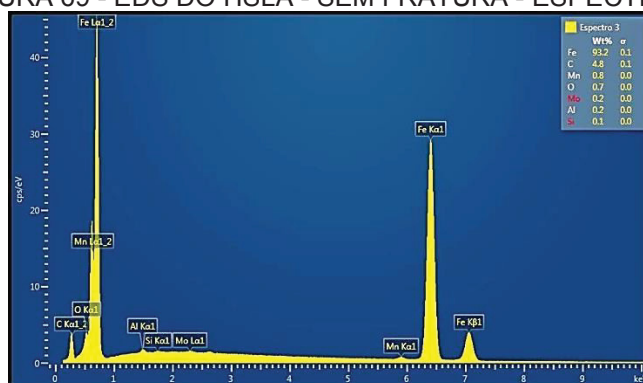
Após a realização, foi dada falta de elementos fundamentais nos aços microligados, exemplo disto foi o Carbono, que como observado na tabela 13 não esta presente.

Estudos complementares após o ensaio mostraram a limitação do mesmo para uma faixa determinada de números atômicos que não abrangiam o Carbono e nem outros elementos de liga procurados na amostra (FUNDAMENTOS da espectroscopia, 2019).

Este empasse motivou a realização do próximo ensaio, o de Espectroscopia por Energia dispersiva.

4.7 HSLA – ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA

FIGURA 69 - EDS DO HSLA - SEM FRATURA - ESPECTRO_3



FORNE: O AUTOR (2019).

Tabela 14 - EDS DO HSLA - SEM FRATURA - ESPECTRO_3

Composição Química (wt %)				
Fe	C	Mn	O	Al
93,2	4,8	0,8	0,7	0,2

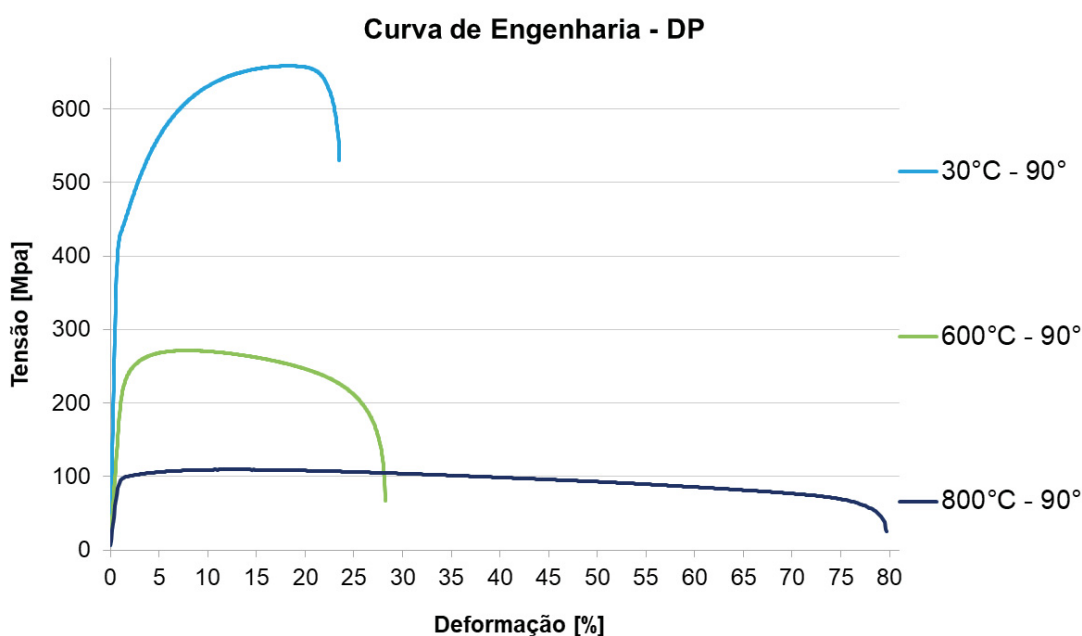
FORNE: O AUTOR (2019)

Com o EDS, FIGURA 69, houve a tentativa de identificar diretamente os carbonetos presentes, objetivo inicial da Fluorescência de Raio - X, no entanto, a

peça embutida dificultou a formação de vácuo necessária para definição de um bom foco e impossibilitou esta análise mais específica (Rodrigues et al. 2017). A maior discrepância com o esperado foi o alto teor de carbono encontrado, que apontaria este material na classe dos Ferros Fundidos. Este erro, segundo GOLDSTEIN J. et al (2007) é devido a limitação de análise do método por EDS para elementos mais leves.

4.8 DUAL PHASE – TRAÇÃO A QUENTE

FIGURA 70 - DIAGRAMA DE TENSÃO X DEFORMAÇÃO – DUAL PHASE



FONTE: O AUTOR (2019).

Por sua vez, o DUAL PHASE também apresentou coerência com o valor esperado para baixas temperaturas, FIGURA 70. Próximo a 350/600 MPa para os valores de Tensão de escoamento e Tensão de resistência máxima a tração.

Para as temperaturas acima, a deformação aumentou consideravelmente como mostrou a macroscopia na FIGURA 71.

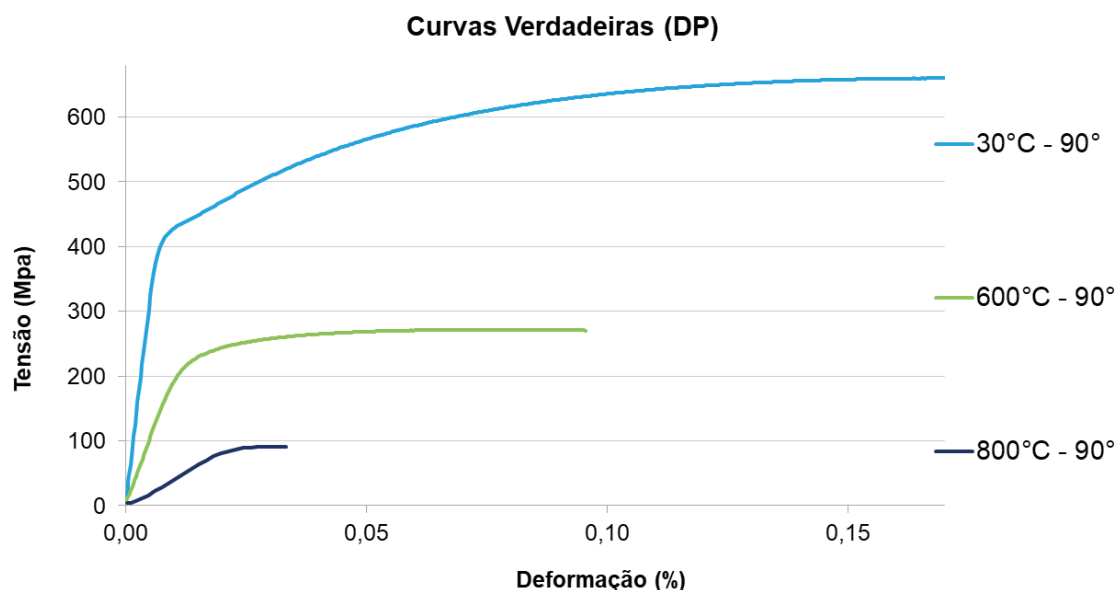
O principal destaque para este diagrama foi a temperatura de 800 °C, pois a perda da resistência e a alta deformação ultrapassa a esperada, apenas pelo fenômeno de recristalização. As micrografias auxiliaram no entendimento desta mudança.

FIGURA 71 - AMOSTRAS FRATURADAS DE DUAL PHASE



FONTE: O AUTOR (2019).

FIGURA 72 - DIAGRAMA DE TENSÃO X DEFORMAÇÃO VERDADEIRA – DUAL PHASE



FONTE: O AUTOR (2019).

Descartando o fenômeno conhecido como “empescoçamento”, observa-se na FIGURA 72 que a deformação sem perda de espessura do Dual Phase se torna muito pequena na mais alta temperatura, mas acarreta a diminuição da tensão de escoamento, proporcionalmente a redução significativa da possibilidade do fenômeno de retorno elástico (CENTRO DE INFORMAÇÃO METAL MECÂNICA, 2019).

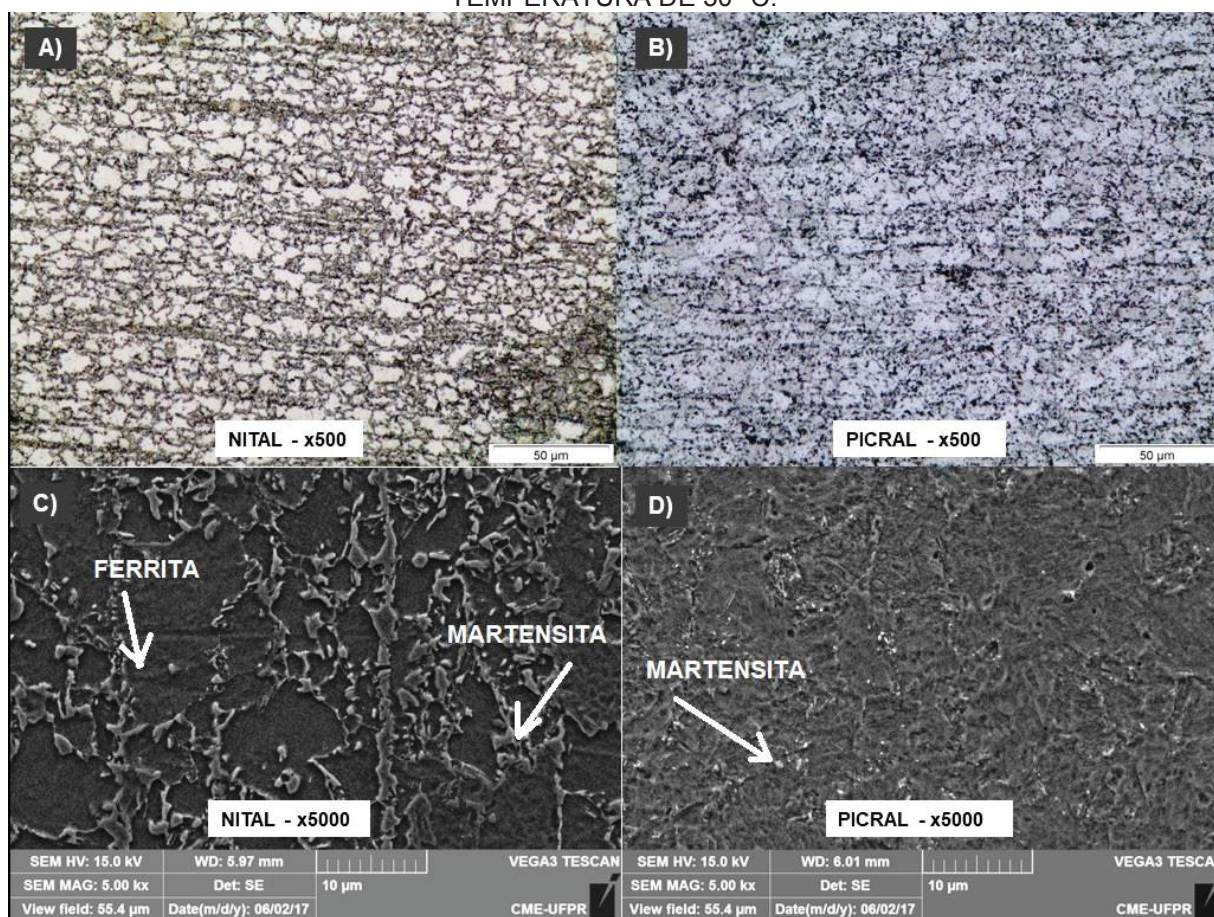
4.9 DUAL PHASE – MICROSCOPIA

Para os aços bifásicos, as imagens da metalografia foram obtidas por meio de dois ataques químicos, como detalhado na tabela 12.

Seguindo a esquematização proposta na FIGURA 50, veja os resultados encontrados:

TEMPERATURA: 30 °C

FIGURA 73 - MICROSCOPIA DO DP PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 30 °C.

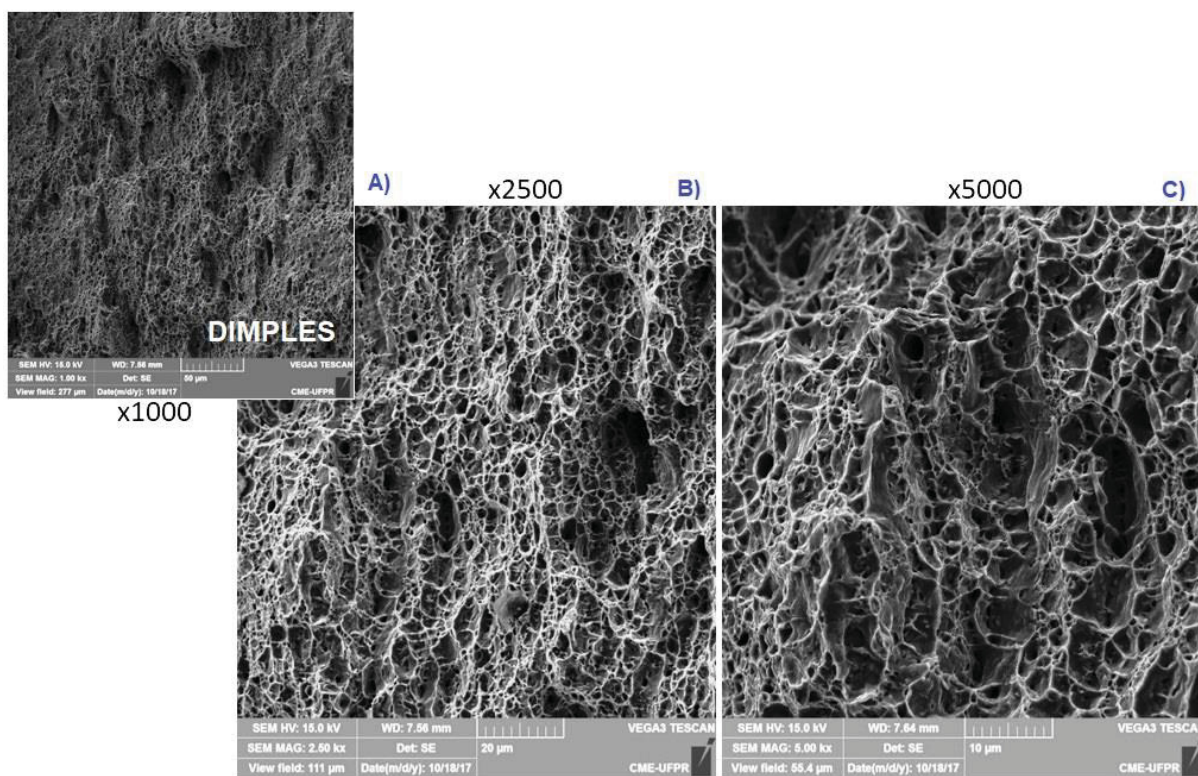


FONTE: O AUTOR (2019).

Semelhantemente a metodologia utilizada para os HSLA, a preparação das micrografias óticas de amostras de 30 °C – simulando o material em temperatura ambiente – testes do tempo de ataque para o reagente químico foram realizados até se obter uma imagem semelhante a da literatura (FIGURA 6) e assim uma preparação adequada para a análise no MEV.

Na FIGURA 73, imagem C atacada com Nital apresenta o esperado da categoria DUAL PHASE que segundo a imagem 30 uma matriz Ferrítica (fase de menor resistência) com dureza proveniente ao que Gorni (2008 B) chamou de “ilhas” de Martensita. Na imagem D, o Picral a destacou com uma coloração mais clara.

FIGURA 74 - DP - MICROSCOPIA DA REGIAO DE FRATURA EM 30 °C – MEV.

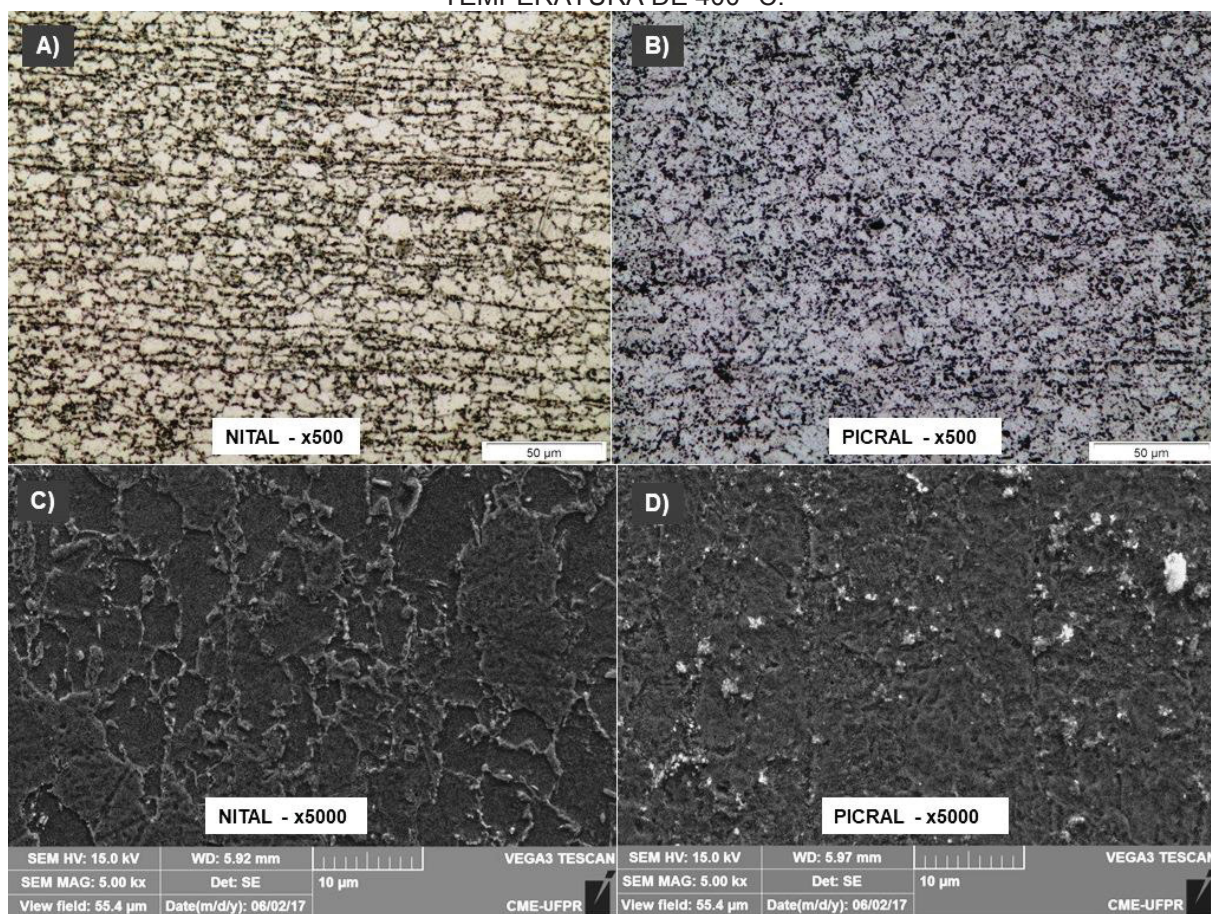


FONTE: O AUTOR (2019).

A FIGURA 74 revela um perfil de fratura dúctil, já referenciado por Pardal (2015) pela presença de deformação plástica em forma de *Dimples*.

TEMPERATURA: 400 °C

FIGURA 75 - MICROSCOPIA DO DP PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 400 °C.

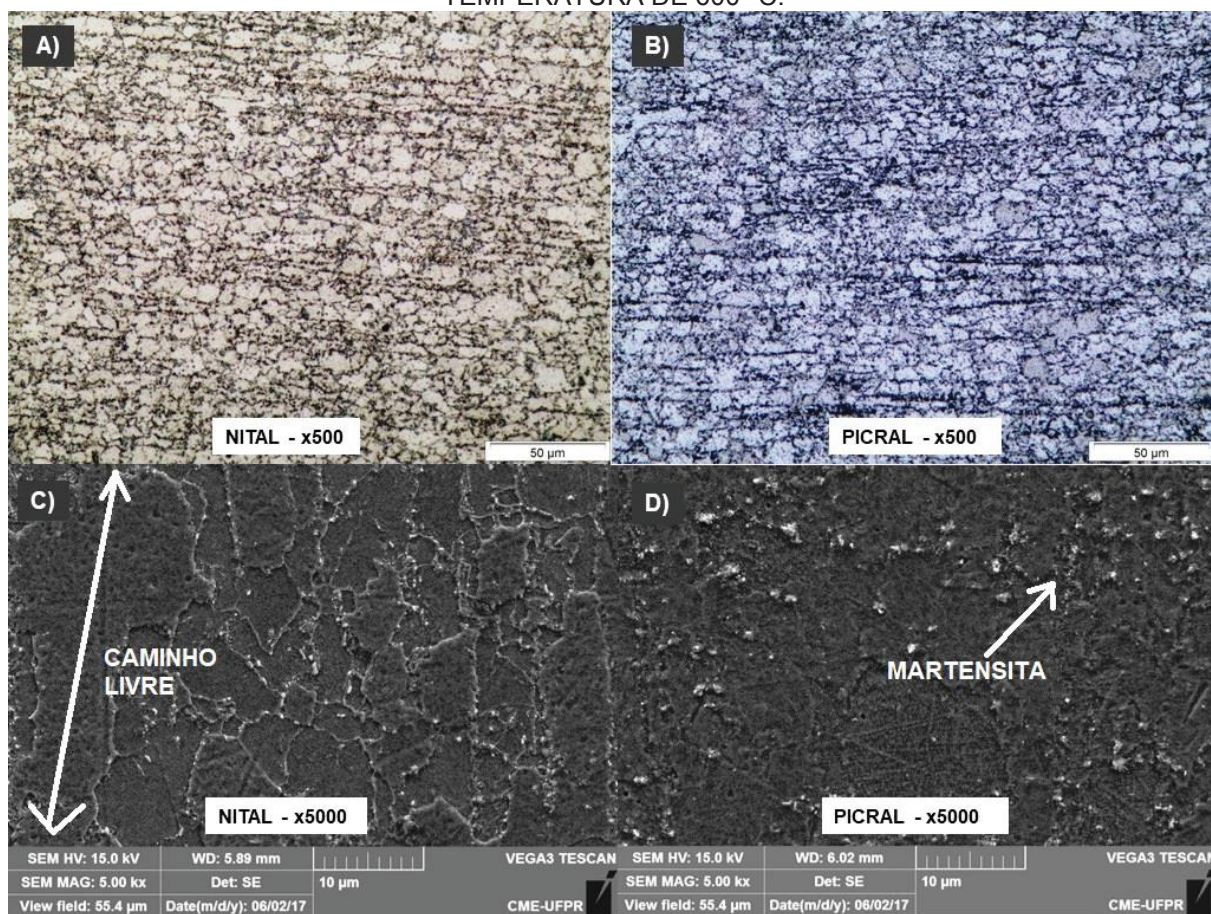


FONTE: O AUTOR (2019).

As imagens obtidas com o Picral na FIGURA 75, imagens B e D, para o tratamento térmico de 400 °C ganharam destaque, pois nelas se observou de forma mais evidente as “ilhas” martensíticas.

TEMPERATURA: 600 °C

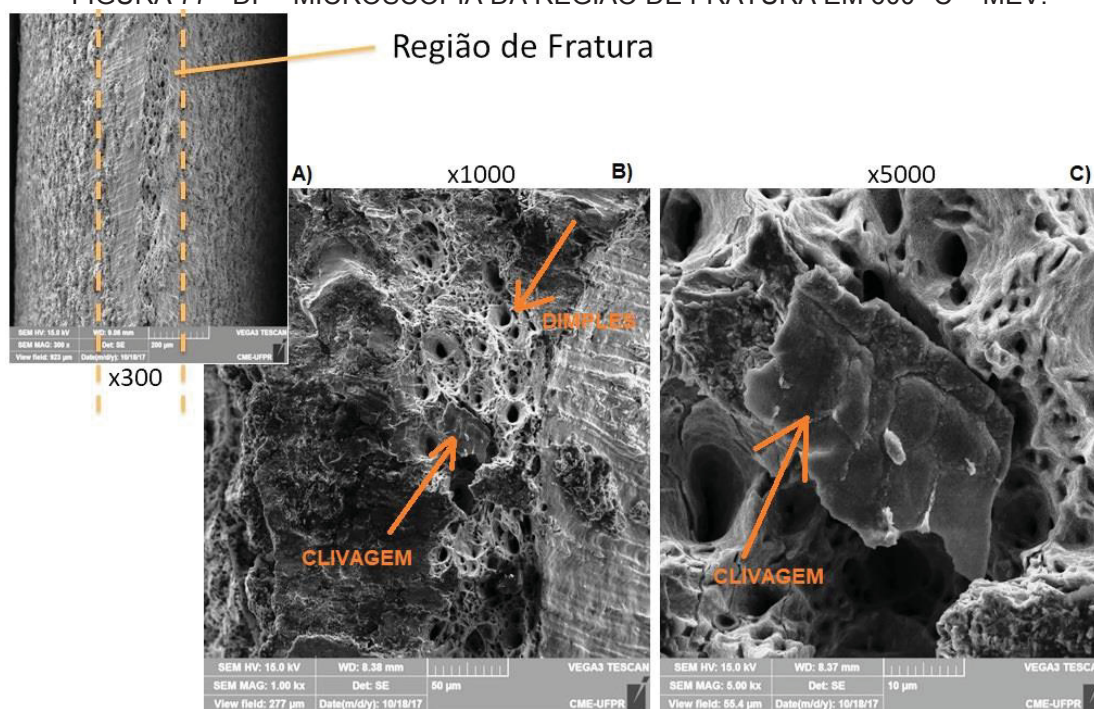
FIGURA 76 - MICROSCOPIA DO DP PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 600 °C.



FONTE: O AUTOR (2019).

Quando exposto a temperatura de 600 °C o DP apresentou o início da dissolução da Martensita, que por ser uma fase metaestável é altamente sensível à variação de temperatura, FIGURA 76.

FIGURA 77 - DP - MICROSCOPIA DA REGIAO DE FRATURA EM 600 °C – MEV.



FONTE: O AUTOR (2019).

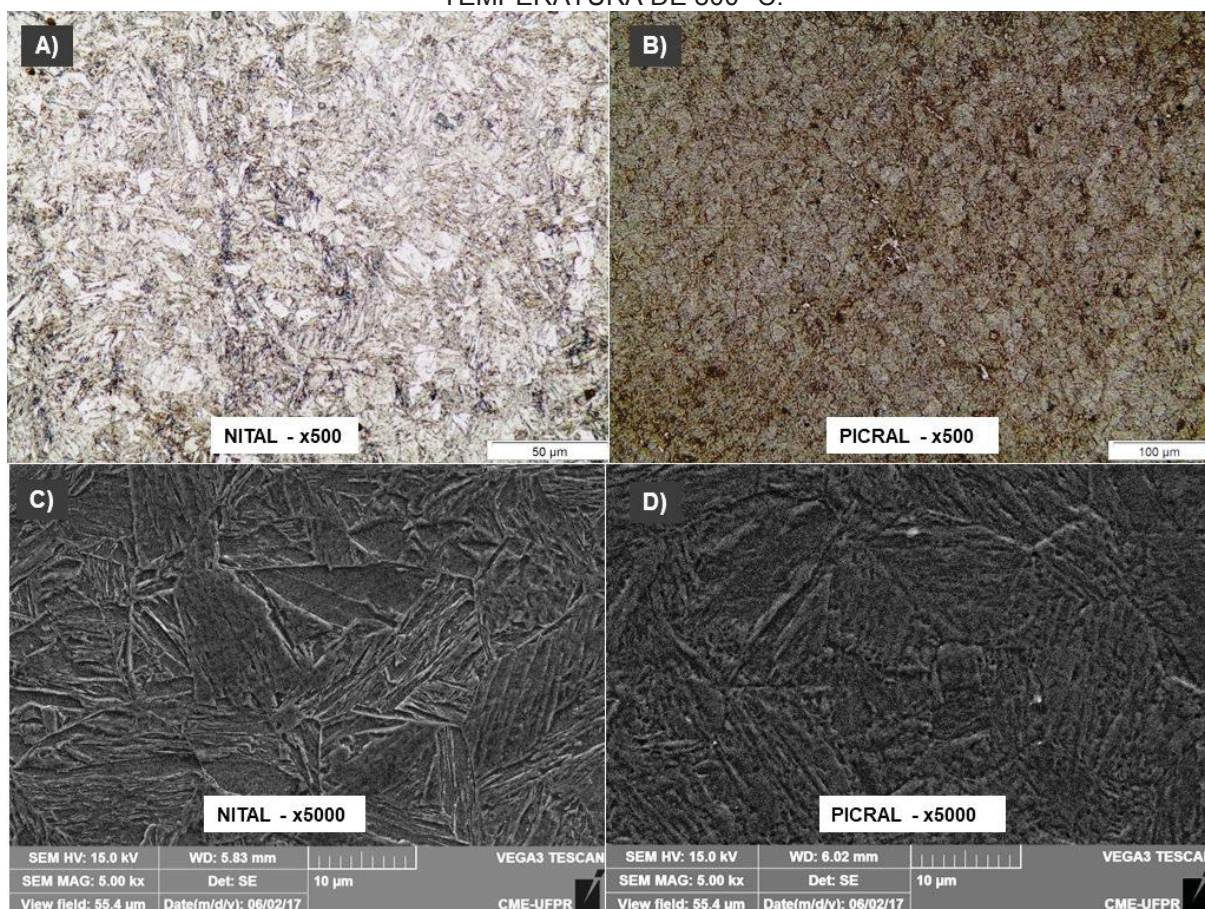
Na FIGURA 77 esta a fratura em 600 °C, o que gerou grande polêmica durante o estudo, pela especulação de uma possível clivagem, que segundo Anderson (1995) é um micromecanismo de fratura característico de um perfil frágil. Lembrando que a fragilidade é uma propriedade nada interessante para aços usados em conformação mecânica (Pardal, 2015).

No entanto, com os resultados do ensaio de Tração FIGURA 70, a hipótese de fragilização para esta faixa de temperatura se tornou incoerente, devido a presença de alta deformação para esta faixa de temperatura. Conclui-se que a estrutura na imagem C pode ser algo pontual ou em algum grão de Martensita, fase que apresenta dureza necessária para esta possível clivagem. Então, propõe-se a ocorrência de *Martensitic Cracking*. (ASIK et al. 2018 e KUSCHE et al. 2019), mas sem possibilidade de afirmação convicta.

Ainda sobre o ensaio de tração, este nos mostrou que apesar da deformação máxima deste material não ter sido muito alterada com relação ao material em baixas temperaturas, observou-se uma queda na tensão de escoamento σ_e e na tensão máxima de resistência a tração, e conseqüentemente na diminuição da propensão do retorno elástico.

TEMPERATURA: 800 °C – ÁGUA

FIGURA 78 - MICROSCOPIA DO DP PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 800 °C.



FONTE: O AUTOR (2019).

Para o tratamento térmico em 800 °C resfriado em água, a FIGURA 78 apresenta uma microestrutura diferenciada das demais encontradas.

Dado que a amostra foi trabalhada em alta temperatura e resfriada bruscamente, é importante considerar a possível austenitização da matriz Ferrítica no aquecimento e o desenvolvimento de uma nova fase durante o resfriamento.

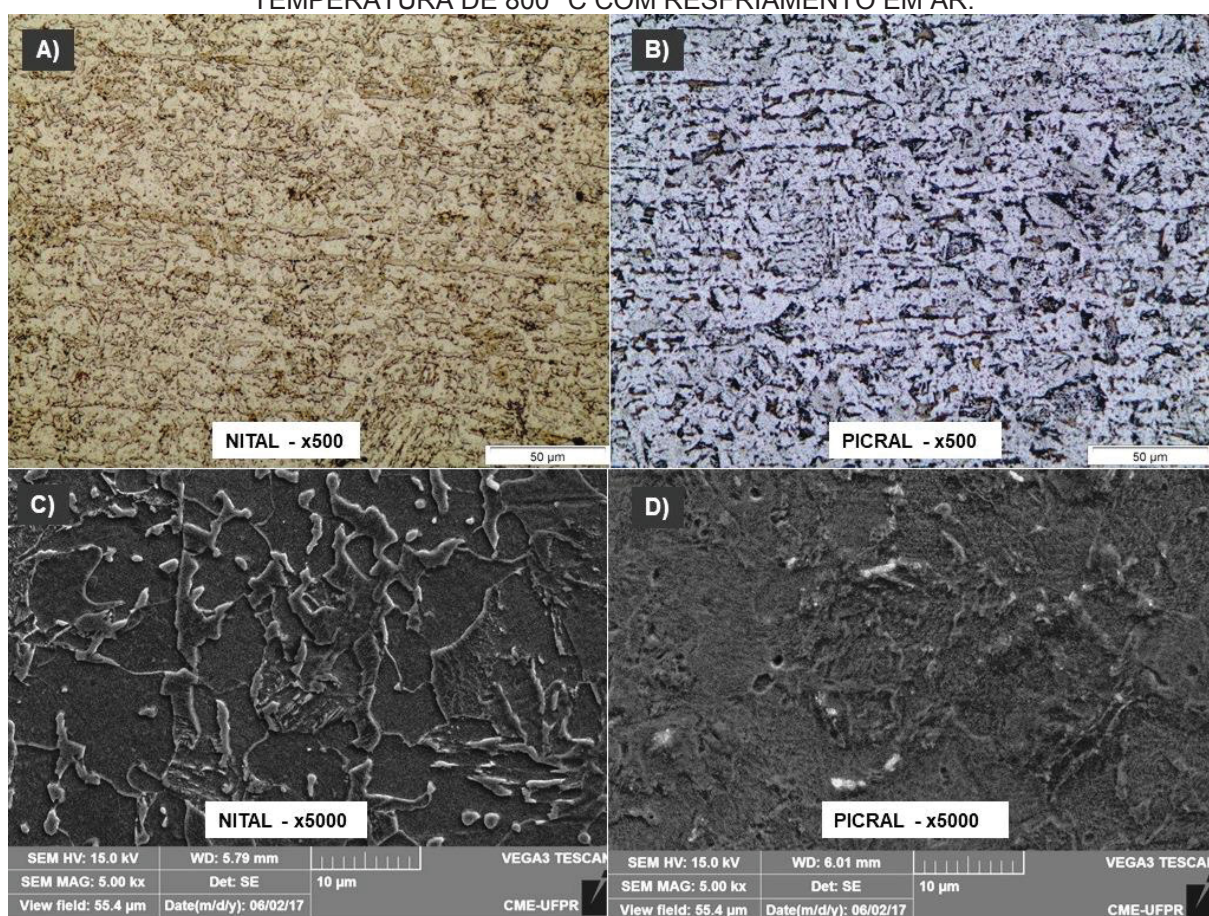
Considerando que os elementos de liga, tem-se que Manganês e Cromo são agentes que aumentam a temperabilidade dos aços (INTERNATIONAL IRON & STEEL INSTITUTE, 2005) e estes que nas secções futuras, foram identificados neste material por meio de espectroscopia de energia dispersiva e fluorescência de raio-x, reafirma a idéia.

Com isto, observando a elevada Dureza (em média ~437 HV) encontrada no ensaio Vickers para esta amostra, pode-se supor a formação de Martensita.

Por fim, ASM INTERNATIONAL Metallographer's Guide (2002) apresentou ilustrações onde a morfologia da fase martensita se assemelha a “agulhas” como as encontradas na imagem C e uma faixa de dureza próxima a de 400 HV como encontrada durante o estudo.

TEMPERATURA: 800 °C – AR

FIGURA 79 - MICROSCOPIA DO DP PROVENIENTE DO TRATAMENTO TÉRMICO COM TEMPERATURA DE 800 °C COM RESFRIAMENTO EM AR.



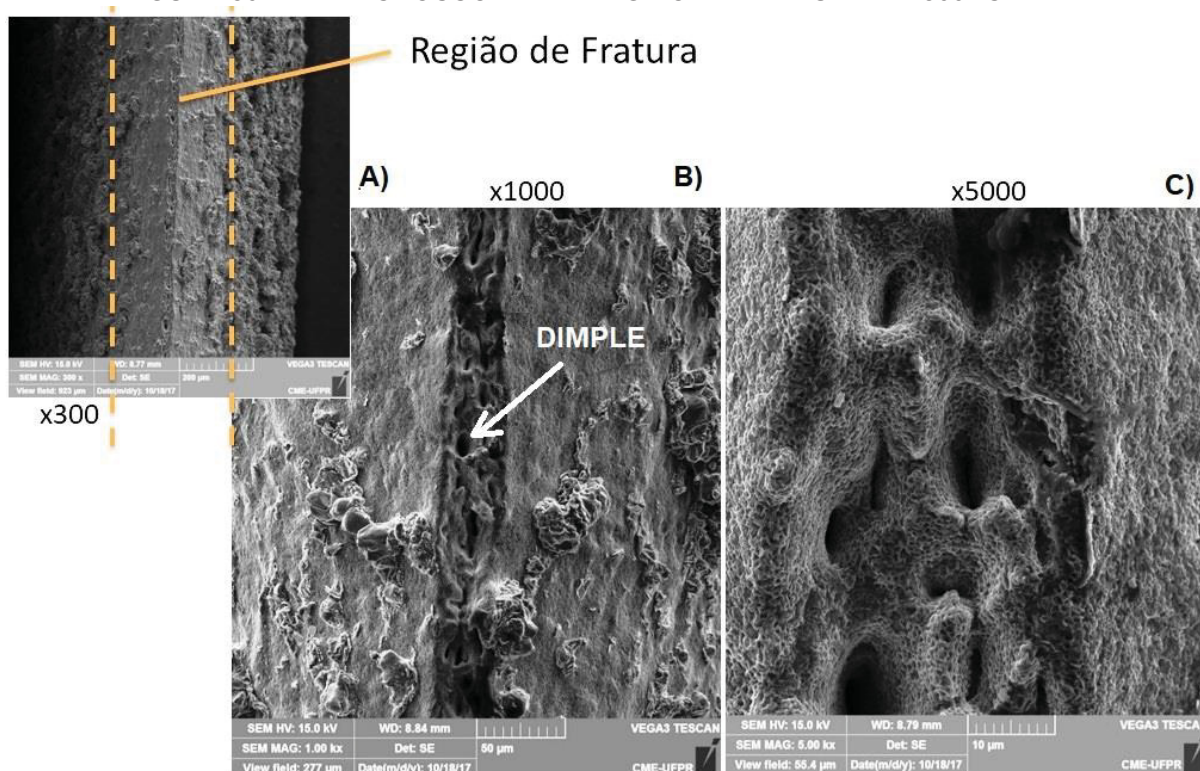
FONTE: O AUTOR (2019).

Analisando a microscopia da FIGURA 79, não podemos afirmar sem um estudo mais específico uma variação do tamanho de grão para cada faixa de temperatura. A dissolução dos carbonetos foi suposta, mas esta, também são dependentes de maiores estudos pontuais para confrontar as imagens obtidas.

Apesar do perfil de dureza Vickers se assemelhar entre as três temperaturas, para estas condições a amostra tracionada em 800 °C apresentou uma deformação elevadíssima, chegando a quase 2x e 3x que as demais, respectivamente. Veja na FIGURA 70 o diagrama de Tensão por Deformação deste

material. Conseqüentemente, há uma queda considerável em sua tensão de escoamento e tensão de resistência máxima à tração.

FIGURA 80 - DP - MICROSCOPIA DA REGIAO DE FRATURA EM 800 °C – MEV.



FONTE: O AUTOR (2019).

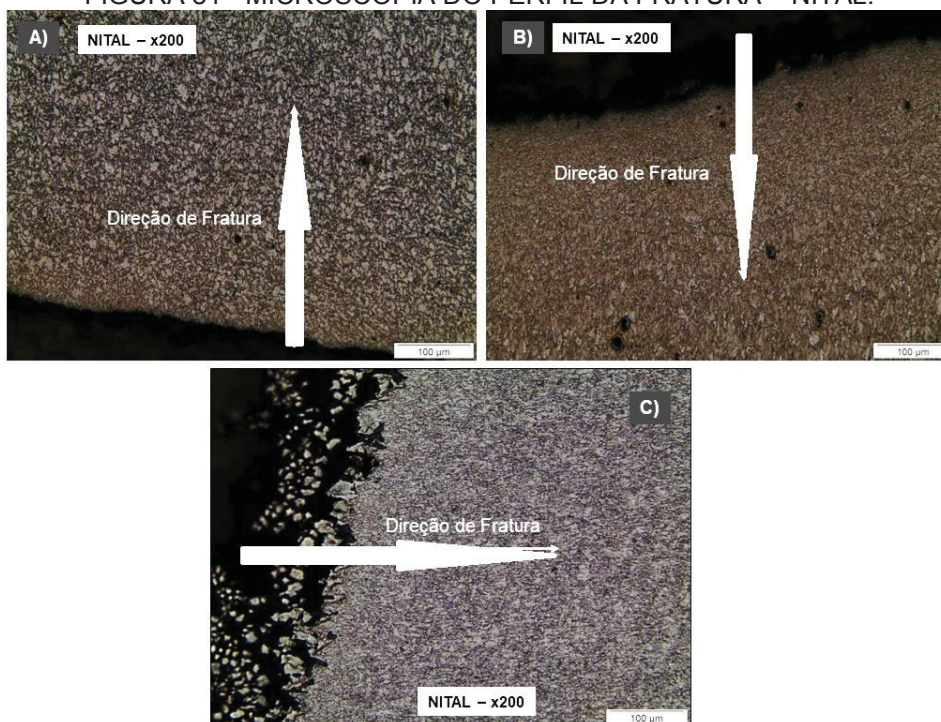
Referente à FIGURA 80 de fratura em 800 °C , observou-se a presença de *Dimples* comprovando a alta deformação apresentada nos ensaios de tração a quente, ou seja, a presença de fratura dúctil, FIGURA 80.

Quando aumentado o foco nessa microestrutura, alvéolos com uma morfologia rugosa e diferente das anteriores se apresentaram.

4.10 DUAL PHASE – MICROSCOPIA OTICA DA FRATURA

NITAL

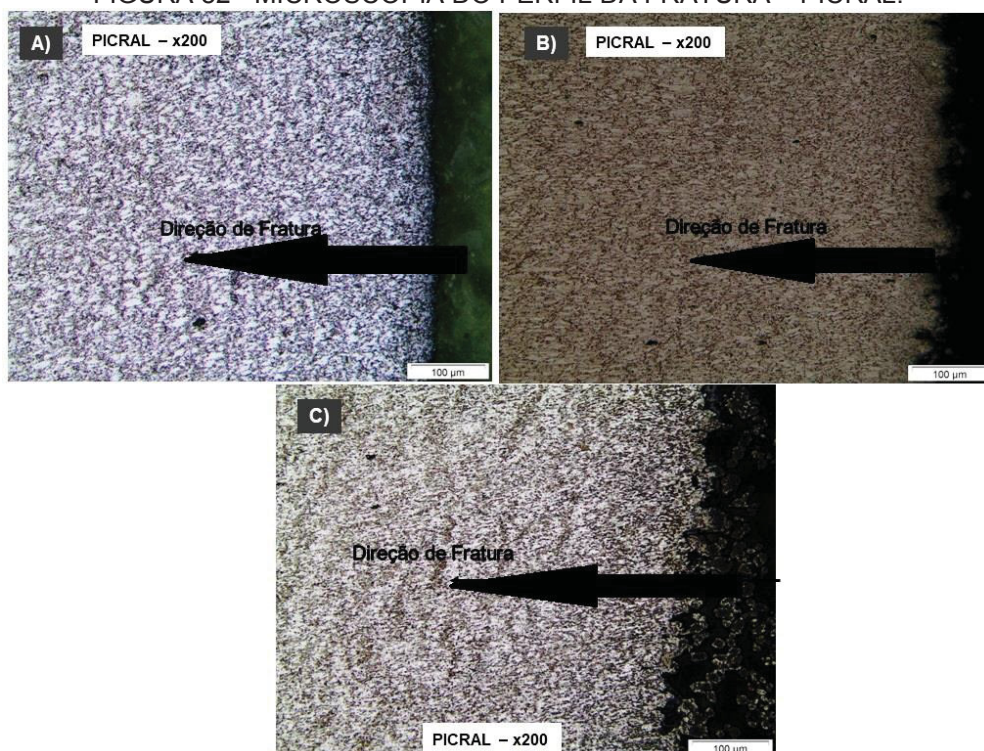
FIGURA 81 - MICROSCOPIA DO PERFIL DA FRATURA – NITAL.



FONTE: O AUTOR (2019).

PICRAL

FIGURA 82 - MICROSCOPIA DO PERFIL DA FRATURA – PICRAL.



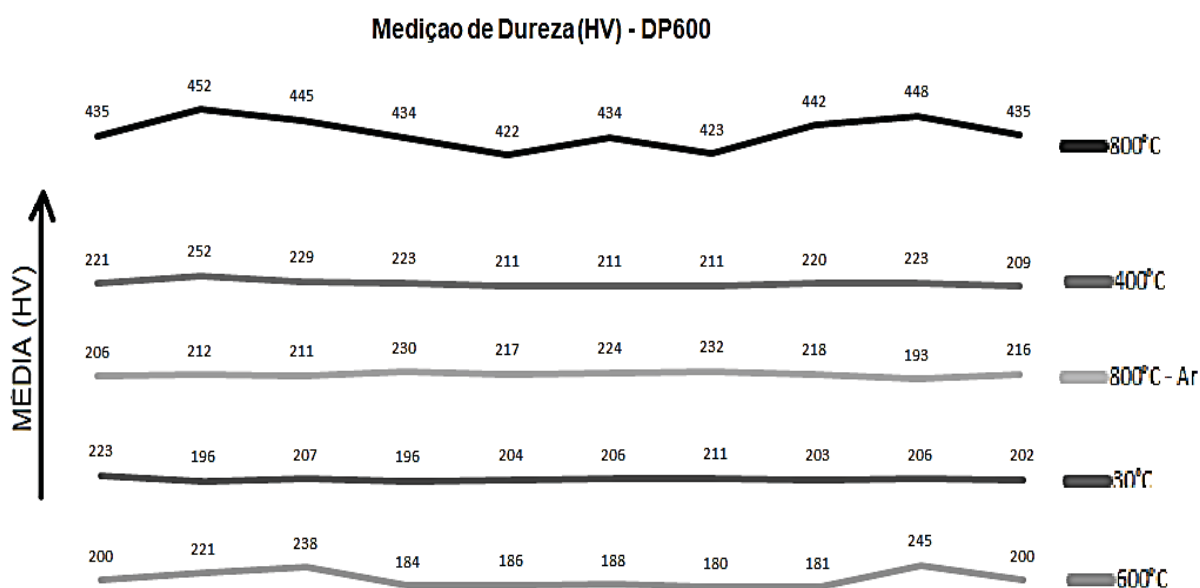
FONTE: O AUTOR (2019).

A realização da microscopia ótica nas amostras tracionadas objetivava visualizar melhor a morfologia da região de fratura. Especificamente falando, nosso foco era detecção de deformação e o comportamento dos grãos na borda do material rompido.

O que se pode observar nos dois ataques utilizados, é o aumento gradativo da deformação com o aumento da temperatura, sendo a maior delas para a maior temperatura (800 °C). Sendo os supostos motivos já explanados nos comentários das secções acima.

4.11 DUAL PHASE – PERFIL DE DUREZA VICKERS – TRATAMENTO TÉRMICO

FIGURA 83 - PERFIL DE DUREZA VICKERS PARA AS AMOSTRAS DE DP TRATADAS TERMICAMENTE.



FONTE: O AUTOR (2019).

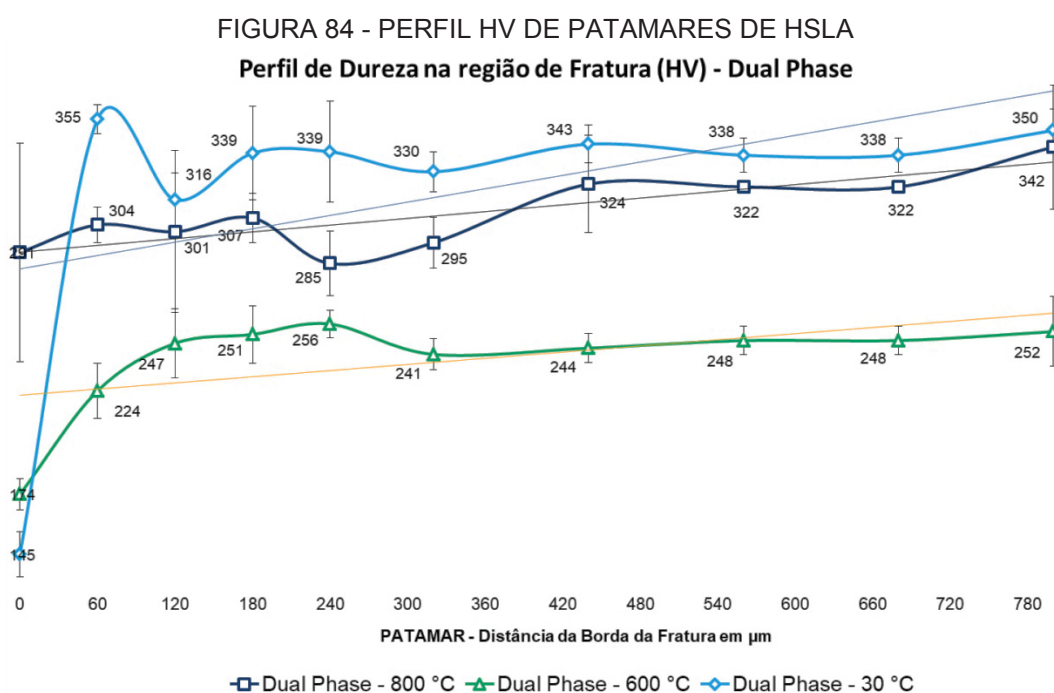
Os perfis de dureza Vickers realizados nas amostras tratadas termicamente de DUAL PHASE estão dispostos na FIGURA 83 de acordo com suas médias: da menor para a maior, debaixo para cima.

O destaque nestes resultados foi a elevação drástica de dureza para o material aquecido em 800 °C e resfriado em água. Como debatido na análise das FIGURAS 78 e 79, especula-se a formação de uma estrutura *Martensítica*, corresponde com a faixa de dureza encontrada.

Sobre o EDS, este confirmou a presença de Manganês e Cromo, agentes aumentam a temperabilidade dos metais (INTERNATIONAL IRON & STEEL INSTITUTE, 2005).

Outro destaque para este material também corresponde ao aquecimento de 600 °C, porém, com resfriamento em ar. Devido à presença de ilhas martensíticas neste material, um ponto de clivagem foi encontrado na microscopia eletrônica de varredura e uma suposta fragilização foi estudada. Com os resultados da Dureza correspondente a esta faixa de temperatura apresentados na FIGURA 83 e a curva com deformação plástica apresentada na FIGURA 70, descartou-se então esta hipótese. E propuseram-se a ocorrência do que a literatura chama de *Martensitic Cracking*. (ASIK et al. 2018 KUSCHE et al. 2019).

4.12 DUAL PHASE – PERFIL DE DUREZA VICKERS – TRAÇÃO A QUENTE

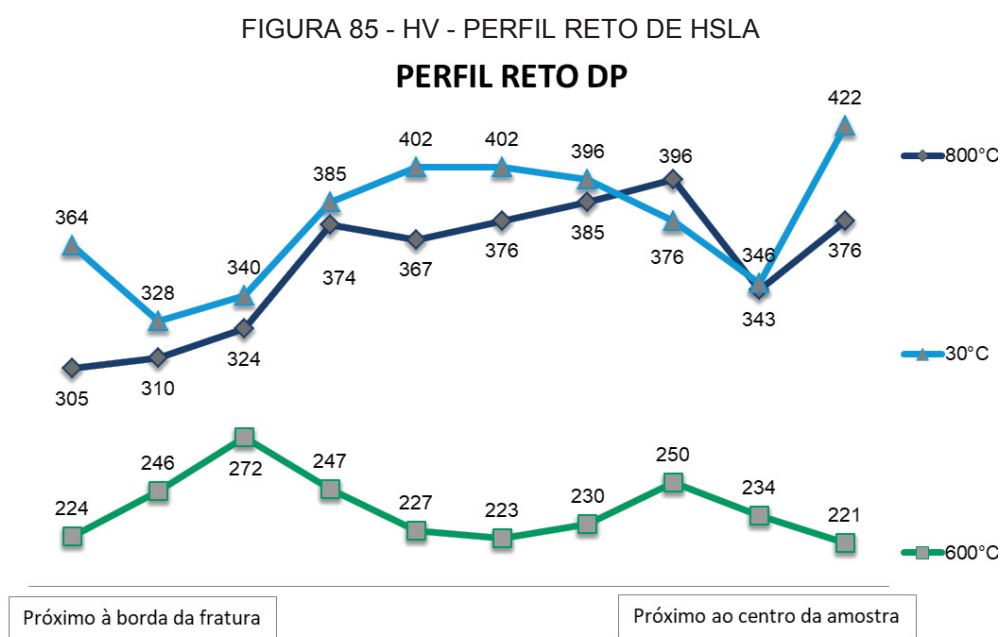


FONTE: O AUTOR (2019).

O perfil de dureza Vickers por Patamares desenvolvido para analisar a região de fratura, apresentou a média de 3 endentações (patameres) das regiões próximas a fratura na extremidade esquerda do gráfico e mais longínquas, à direita.

Pôde se notar que o desvio padrão nas primeiras endentações, assim como nos aço HSLA, foi mais elevado. A dificuldade na precisão dessa medição esta na diferença de espessura e a descontinuidade da superfície na região deformada próxima á fratura- estrição (SOUZA, 1982).

Este perfil também se mostrou pouco coerente com os demais resultados. Enquanto que nas curvas de deformação apresentados na FIGURA 70 a amostra de 800 °C apresentava menor resistência, na FIGURA 85 a amostra de 600 °C se apresenta com maior dureza.



FONTE: O AUTOR (2019).

O Perfil reto foi desenvolvido em uma nova tentativa de analisar a dureza, sem tanta influência da descontinuidade da superfície da região fraturada.

Como nos demais, as curvas estão plotadas de acordo com a média, sendo de baixo para cima, a menor para a maior.

Para o DP a FIGURA 85 mostra uma peculiaridade, a dureza do aço tracionado em 800 °C se assemelhou a dureza do material tracionado em 30 °C, o que não era esperado. Isso pode ser entendido olhando para a FIGURA 70 onde a curva de deformação do material em 800 °C é bem extensa, apontando um encruamento maior que elevou a sua dureza somente nesta região.

4.13 DUAL PHASE - FLUORESCENCIA DE RAIOS – X

Tabela 15 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO DUAL PHASE APRESENTADO NO EDXRF

Composição Química (wt %)			
Fe	Mn	Cr	Si
97,266	1,958	0,418	0,358

FONTE: O AUTOR (2019).

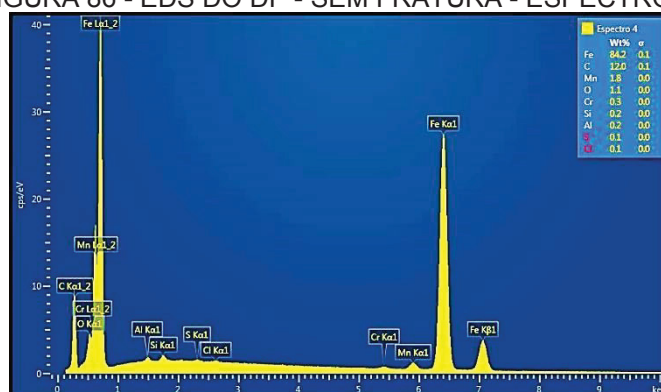
A Fluorescência de Raios-X para o DUAL PHASE foi motivada para identificação mais precisa da composição química presente no material. A intenção inicial era os mapear, para sequencialmente, entender melhor sobre o comportamento mecânico do material.

Após a realização, foi dada falta de elementos fundamentais presentes nos aços bifásicos, assim como nos HSLA, a falta de Carbono foi identificada, veja tabela 15.

Estudos complementares, após o ensaio mostraram a limitação do mesmo para uma faixa determinada de números atômicos (BERTIN, 1975). Este empasse motivou a realização da Espectroscopia por Energia dispersiva.

4.14 DUAL PHASE - ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA

FIGURA 86 - EDS DO DP - SEM FRATURA - ESPECTRO_4



FORNE: O AUTOR (2019).

Tabela 16 - EDS DO DP - SEM FRATURA - ESPECTRO_4

Composição Química (wt %)						
Fe	C	Mn	O	Cr	Al	Si
84,2	12	1,8	1,1	0,3	0,2	0,2

FORNE: O AUTOR (2019).

O EDS foi um ensaio alternativo para suprir a limitação da fluorescência. E para isso, ajudou com o mapeamento do teor de Manganês e Cromo no DP, apresentado na tabela 16, e contribuiu na análise da formação de Martensita para os tratamentos térmicos de 800 °C resfriado em água.

A maior discrepância com o esperado foi o alto teor de carbono encontrado, que apontaria este material para fora do campo de aços, ultrapassando até mesmo o teor de carbono para o ferro gusa. Este erro, segundo GOLDSTEIN J. et al (2007) é devido a limitação de análise do método por EDS para elementos mais leves.

5 CONCLUSÕES

5.1 MICROSCOPIA DO TRATAMENTO TÉRMICO

As imagens provenientes dos tratamentos térmicos realizados com diferentes temperaturas, confirmou que o choque térmico realizado nestes materiais com intensidades diferentes influência na morfologia microestrutural e consequentemente, no comportamento mecânico

Para o aço HSLA 350/440, constituído por uma matriz Ferrítica de grãos refinados com a presença de carbonetos dispersos, foi identificado um aumento do tamanho destes grãos e a dissolução moderada de seus carbonetos ao ser exposto a temperaturas mais altas. Em especial, para os tratamentos em maiores temperaturas com resfriamento mais rápido induziu a formação de *Bainita*, enquanto que o resfriamento mais lento, *Perlita*.

O aço DP 350/600 que é constituído por uma matriz Ferrítica com “ilhas” de Martensita. Para o tratamento com maior temperatura e resfriamento rápido, ocorreu a formação de Martensita e uma morfologia de agulhas foi identificada.

Concluiu-se, com base nos resultados, que em geral o aumento da temperatura é altamente nocivo as propriedades genuínas dos materiais, exemplo disto é a distorção severa da elevada resistência mecânica prejudicando sua aplicabilidade em estruturas automobilísticas.

5.2 MICROSCOPIA DA TRAÇÃO A QUENTE

Para o aço HSLA 350/440 foi identificado um perfil dúctil, pela forte presença de *dimples* em menores temperaturas.

O aço DP 350/600, por sua vez, também apresentou *Dimples* para menores faixas de temperatura. Estes *dimples*, aparentemente foram diminuindo de quantidade com o aumento da temperatura, e na maior delas, apresenta alvéolos com uma morfologia diferenciada na superfície da fratura, em comparação as encontradas em menores temperaturas.

Pode-se concluir, com base nos resultados, que conhecer a região de fratura é uma rica fonte de informações para identificar o comportamento dúctil ou frágil de um material quando exigido a um limite extremo de sollicitação.

5.3 DADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO Á QUENTE

Com base nos ensaios de tração á quente realizados com um controle de temperatura e velocidade específico, foi possível comprovar mudanças de propriedades nos aços HSLA350/440 e DP350/600. Tracionar estes materiais em diferentes temperaturas permitiu observar a real influência no comportamento mecânico destes materiais e conseqüentemente nos processos de conformação neles aplicados.

De uma maneira abrangente, para o aço HSLA350/440 foi comprovado que a tensão limite de resistência, tensão de escoamento e conseqüentemente, o risco de retorno elástico é reduzido com o aumento da temperatura, mas que isto também reduz o limite de deformação sem o fenômeno de estricção.

O aço DP350/600 foi comprovado que a tensão limite de resistência é reduzida com o aumento da temperatura e que o limite de deformação é aumentado, mas semelhante ao outro aço estudado, o fenômeno de estricção acontece com mais intensidade e a probabilidade de retorno elástico diminui.

Pode-se concluir, com base nos resultados, que em geral o aumento da temperatura vai implicar em menores forças aplicada nos processos de conformação. Também é possível concluir que o limite de deformação varia com o aumento da temperatura, mas com restrições na manutenção da espessura (SOUZA, 1982).

5.4 ENSAIO DE DUREZA VICKERS DO TRATAMENTO TÉRMICO

O perfil de dureza Vickers realizado nas amostras tratadas termicamente foi de grande contribuição no entendimento das microscopias do material em diferentes esforços.

Para os aços HSLA 350/440 e DP 350/600 o perfil da dureza obtido para cada amostra se apresentou coerente com os diagramas de tensão e deformação provenientes do ensaio de tração a quente, bem como, com as imagens obtidas nas micrografias da estrutura interna do material.

O HSLA apresentou uma estrutura Perlítica com dureza reduzida sob um resfriamento lento. Enquanto que com resfriamento rápido a presença de Bainita foi identificada pela faixa de dureza encontrada. O Dual Phase apresentou uma faixa de dureza elevada, compatível com a fase Martensítica.

As mudanças de fases encontradas para as maiores temperaturas com resfriamento lento e rápido foram confirmadas pelo ensaio Vickers.

5.5 PERFIL DE DUREZA VICKERS DA TRAÇÃO A QUENTE

Dois métodos foram desenvolvidos para obter o perfil de dureza na região de fratura, mas nenhum deles se mostrou eficaz. Por ser um ensaio dependente de uma superfície plana e nivelada não foi possível obter resultados coerentes com o esperado para nenhum dos materiais estudados.

5.6 FLUORESCÊNCIA DE RAIOS-X E ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA

Para uma maior confiabilidade dos demais resultados, conhecer a composição química dos materiais se tornou fundamental.

Para os dois materiais trabalhados, quando analisados pela fluorescência de raios-X, importantes elementos de liga apontados pela literatura não foram identificados, devido seu baixo número atômico. Ou seja, este ensaio não foi de grande contribuição para o estudo.

Como alternativa para superar a limitação citada acima, a análise por Espectroscopia de Energia Dispersiva foi realizada e confirmando a presença de elementos já identificados no ensaio inicial e outro antes não encontrados, incrementou o estudo.

Estudos complementares após a realização da fluorescência de raios-x e espectroscopia de energia dispersiva mostraram que estes ensaios são limitados para identificar elementos numa determinada faixa de raio atômico e elementos leves, respectivamente.

No entanto, a identificação de Manganês e Cromo para o Dual Phase auxiliou na compreensão das mudanças de fases citadas.

5.7 CONCLUSÃO GERAL

Com a realização deste estudo, pode-se identificar o grande impacto que a temperatura tem na microestrutura. E no caso em questão, aços aplicados em estampagem, à elevação da temperatura se apresenta de forma altamente impactante as suas propriedades e no seu comportamento mecânico.

Em termos de propriedades, a perda de resistência mecânica – redução da tensão de escoamento e resistência máxima a tração – foram identificadas e em termos de comportamento mecânico a probabilidade de ocorrência do problema de retorno elástico é de fato diminuída, mas ela é acompanhada de uma parcela de estrição acentuada, praticamente anulando a presença de encruamento.

Concluiu-se que, utilizar altas temperaturas e elevada taxa de deformação na conformação dos aços estudados para melhorar sua conformabilidade não se torna interessante, visto que acarreta um grave problema – estrição – na tentativa de solucionar outro – retorno elástico. Ou seja, os aços estudados não são indicados para processos de estampagem a quente.

5.8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- As amostras de HSLA350/440 e DP 350/600 continuam disponíveis para outras análises metalográficas, principalmente no que se refere a microestrutura diferenciada do Dual Phase tratada termicamente em 800 °C e resfriada em água.

- A realização de um ataque químico com um reagente alternativo chamado Le Pera. A literatura o aponta como eficaz no destaque de determinadas fases importantes para uma melhor compreensão da temperabilidade destes materiais.

- Referente á estampagem a quente, novos aços estão sendo desenvolvidos. Estudos maiores com HSS enriquecidos com Boro podem ser promissores para esta forma de processo (WORLAUTOSTEEL, 2017).

- Os ensaios de Tração á quente proporcionaram um grande volume de dados. Análises quantitativas e qualitativas por meio de programas computacionais combinados á modelos matemáticos na área de conformação podem ser desenvolvidos. Trabalhos anteriores já iniciaram estes métodos, exemplo destes é o de Lajarin (2012) citado nas referências.

- Uma alternativa proposta para superar a dificuldade encontrada na realização do perfil de dureza na região fraturada pode ser o ensaio de dureza Knoop, método mais sensível.

REFERÊNCIAS

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications** – 2nd Edition, CRC Press, 1995

ARCELORMITTAL. **Catálogo automóvel**, 2003.

AŞIK, E.E; PERDAHÇIOĞLU, E.S; VAN DEN BOOGAARD A.H – **Microscopic investigation of damage mechanisms and anisotropic evolution of damage in DP600**. Materials Science & Engineering A - journal homepage: www.elsevier.com/locate/msea, 2018.

ASM INTERNATIONAL, **High-strength low-alloy steels. Alloying: Understanding the Basics**, EUA, p. 193-203, 2001

ASM INTERNATIONAL, Metallographer's Guide. **Introduction to steels and Cast Irons**, EUA, p. 1-11, 2002

AZEVEDO, N. B.; DONATO, G. H. B. **Metodologia para determinação de curvas tensão-deformação verdadeira pós-estricção**. In 1º simpósio de iniciação científica, didática e de ações sociais de extensão da fei, 2010, São Bernardo do Campo.

BAY, B.; HANSEN, N.; KUHLMANN-WILSDORF, D. **Microstructural evolution in rolled aluminum**. Materials Science Engineering, v. A158, p. 139-146, 1992.

BECKHOFF, B.; KANNGIEBER, B.; LANGHOOF, N.; WEDELL, R.; WOLFF, H. **Handbook of Practical X-Ray Fluorescence Analysis**. 1 ed. Berlin-London: Springer, 2006.

BERTIN E.P., **Principles and practice of X-Ray spectrometric analysis**, Plenum Press, Londres, p. 1079, 1975.

BOSTROM, A. **Ensaio de tração a quente – melhorando a eficiência**. Portal de aquecimento industrial, 2015.

BRESCIANI FILHO, B. **Conformação mecânica**. São Paulo: Escola de Engenharia de Lorena, 2017.

BUENO, J. de S.; BOFF, U.; SCHAEFFER, L. **Estampagem a quente: uma visão geral sobre o processo**. Revista Ferramental, 2018.

BUTTON, S. T.; LONGHI, A. **Estampagem a quente de recortes de chapas de aços ao boro soldadas a laser**. 7.o Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação – COBEF, 2013.

CAVERSAN, E.G; BENAZZI, I. **Tecnologia De Estampagem**, Vol 1. FATEC – Centro Paula Souza, 2012, Sorocaba.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica: Estruturas e Propriedades das Ligas Metálicas**. 2. ed. Sao Paulo: Mcgraw-Hill, Ltda, 1986.

CENTRO DE INFORMAÇÃO METAL MECÂNICA (Org.). **Corpos de Prova para o Ensaio de Tração**. Disponível em:

<https://www.cimm.com.br/portal/material_didatico>. Acesso em: out/2018.

CENTRO DE INFORMAÇÃO METAL MECÂNICA (Org.). **Processos de Recuperação e Recristalização** - Disponível em:

<https://www.cimm.com.br/portal/material_didatico>. Acesso em: set/2019.

COLAÇO, R, **Materiais de Construção – Guia de Utilização**, Editores: M^a. Clara Gonçalves, F. Margarido e R. Colaço, Loja da Imagem, 2005.

DAVID, F.H.S.; PAES, M.C.; SILVA, L. M.; SILVA, L. N. e CASTRO, U. D. **Efeito da taxa de resfriamento na constituição da perlita e nas propriedades mecânicas de aços comuns**. Centro universitário Newton Paiva, 2014.

DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. - **Microscopia Eletrônica de Varredura: Aplicações e preparação de amostras**. Porto Alegre: Edipucrs, 2007.

DEMERI, M. **Forming of Advanced High-Strength Steels, Metalworking: Sheet Forming**, Vol 14B, ASM Handbook, ASM International, 2006, p 530–538

DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy**. New York. Mc Graw-Hill, 1986. 615p.

DIAS, C.R.F. **Correlação entre os resultados de tração a quente e fluência para o cobre comercialmente puro** - Universidade Federal de São Carlos, Engenharia de Materiais, 2010.

ENTENDA como funciona um microscópio óptico. Disponível em:

<www.prolab.com.br>. Acesso em: 07 mar. 2014.

FARIA N. et al. **Propriedades mecânicas relacionadas com a microestrutura de aços avançados destinados à indústria automobilística**. In: CONFERÊNCIA BRASILEIRA SOBRE TEMAS DE TRATAMENTO TÉRMICO, 6., 2012, Atibaia.

FERREIRA, R. A. S. **Transformação de Fase: aspectos cinéticos e morfológicos**. Recife, Ed. Universitária da UFPE, 2002.

FUNDAMENTOS da espectroscopia de fluorescência de raios-X. Disponível em:

< www.maxwell.vrac.puc-rio.br> Acesso em: 11 jul. 2019.

GOLDSTEIN J., LYMAN C., NEWBURY D., LIFSHIN E., ECHLIN P., SAWYER L., JOY D., MICHAEL J. **Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis**. 3 ed: Springer, 2007.

GORNI; A. A. **Estudo traça relações entre microestrutura e propriedades mecânicas em aços estruturais**. Corte & Conformação de Metais; p. 100-110, 2008 B.

GORNI, A. A. **Aços avançados de alta resistência: Microestrutura e propriedades mecânicas**, In 5º Congresso de Corte e Conformação de Metais, Aran da Eventos, 2009, São Paulo.

GORNI; A. A. **Novas tendências para o processo de estampagem a quente**. Corte & Conformação de Metais; p. 62-77, 2010.

GRUPIONI, C.V. **Procedimento Para A Caracterização Microestrutural De Um Aço** - VI Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico, 2012, Atibaia.

GUEST, J.C. **Standards in elevated temperature tensile and uniaxial creep testing**. Chapter 3 in Measurement of High Temperature Mechanical Properties of Materials. Proceedings of Conf. at Nat.Phys.Lab. 3-5 June 1981. Ed.by M.S.Loveday, M.F.Day, B.F.Dyson, 1982. p.23-30

HERRING, D.H. **Ensaio de tração**. Campinas: S+F Editora, dez. 2013. Disponível em: <<http://revistaih.com.br/ensaio-de-tracao/>>. Acesso em: abr/ 2019.

HORNBOGEN, E. et al. **Zeitschrift für Metallkunde**, 1980.

HUMPHREYS, F.J. **Subgrain growth and low angle boundary mobility in aluminium crystals of orientation {110}<001>**. Acta Materialia, v. 48, n.6, p.2017-2030, 2000.

IISI - International Iron and Steel Institute, **UltraLight Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts (ULSAB–AVC) Overview Report (2002)**, disponível em: www.worldautosteel.org.

IISI - International Iron and Steel Institute, **UltraLight Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts (ULSAB–AVC) Overview Report (2006)**, disponível em: www.worldautosteel.org.

KESTENBACH. J.; BOTA FILHO W.J. **Microscopia eletrônica transmissão e varredura**. São Paulo: ABM, 1994.

KUSCHE, C; RECLI, T; FREUND, M. , AL-SAMMAN. T; KERZEL. U; KORTE-KERZEL, S. - **Large-area, high-resolution characterisation and classification of damage Mechanisms in dual-phase steel using deep learning** - PLOS ONE | <https://doi.org/10.1371/journal.pone.0216493> May 8, 2019

LAJARIN, S. F. **Influência da variação do módulo de elasticidade na previsão computacional do retorno elástico em aços de alta resistência**. Tese de Doutorado, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2012.

MARCONDES, P. V. P. **Propriedades mecânicas fundamentais**. Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2009.

MAYRA, M. e GAYDEN, X., **Development of Requirements for Resistance Spot Welding Dual-Phase (DP-600) Steels Part 1 – The Causes of Interfacial Fracture**, Welding Journal, 84, 172-178, 2005.

MARIA, A. D. **Microscopia e Microanálise**. Universidade Federal de Itajuba. 2013.

MEYERS, M. ; CHAWLA, K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. Editora Edgard Blucher Ltda. São Paulo, 1982. 561p.

MOTTA, E. A. **Estudo da cinética de recristalização dos aços CSN 2680, 2710 e 4130 para fabricação de embalagens**. Dissertação – EEL/USP, Lorena, 2007.

NADERI, M; KETABCHI M.; A. S; ABBASI, M; BLECK W. **Analysis of microstructure and mechanical properties of different boron and non-boron alloyed steels after being hot stamped** IN *Procedia Engineering* 10:460-465, 2011.

NAGATANI, T.; SAITO S.; SATO, M.; YAMADA, M. **Development of an ultra high resolution scanning electron microscope by means of a field emission source and in-lens system**. *Scanning Microscopy*. v.11, 901-909, 1987.

NAVEIRO, R.M.; ARAUJO, M.R; **Desenvolvimento de novos materiais e novos produtos na indústria automobilística**. In; Encontro Nacional de Engenharia de Produção (ENEGEP), 1999..Rio De Janeiro.

NOGUEIRA, R. de C. **Caracterização mecânica e análise microestrutural com a utilização da técnica de tríplex ataque do aço multifásico AISI 4350**. 2013. 136 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

OLIVEIRA, D.C. et al. **A substituição de aços convencionais por aços de alta resistência para estampagem na indústria automobilística**. Trabalho interdisciplinar de engenharia Mecânica - INSTITUTO POLITÉCNICO – Centro Universitário UNA

PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. Jr. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 3ª Ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

PARDAL, A. C. **Fatura de Metais**. 2015. Disponível em:
<<http://know.net/cienciasexactas/quimica/fratura-de-metais/>> , Nov/2018.

PARREIRA S.P. **Metodologia de edxrf e aplicações com um sistema portátil** in Universidade Estadual de Londrina, CCE, Departamento de Física, C.P. 2006.

PICKERING, F.B. **Some Aspects of the Relationships between the Mechanical Properties of Steels and their Microstructures**. Tisco, Silver Jubilee Volume, p. 105-132, Jan-Oct 1980.

REBEYKA, C. J. **Influência de parâmetros de processo, ferramenta e temperatura na magnitude do retorno elástico após conformação de aços de alta resistência**. Tese de Doutorado, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2016.

REED, S. J. B. **Electron Microprobe Analysis and Scanning Electron Microscopy** in Geology, New York, Cambridge University Press. 201 p, 1996.

RIGUEIRA, G.I, FURTADO, H.C.II, LISBOA, M.B.II, ALMEIDA, L.H. **Evolução microestrutural e alteração de dureza na bainita e na perlita em aços 2,25Cr1Mo após tratamento de envelhecimento**. Revista Matéria, v. 16, n. 4, pp. 857 – 867, 2011.

RODRIGUES, A. da C.; FURTADO, A. C. S.; MAGALHAES, M. M.; SOUZA, F. I. B. de. **Análise química por espectroscopia de raio-X por dispersão energia (EDS): adaptação aplicada à raízes de dendzeiro**. - 21o Seminário de Iniciação Científica da Embrapa Amazônia Oriental 2017.

RODRIGUES, P.C.M.; PERELOMA, E.V.; SANTOS, D.B. **Mechanical properties of an HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling**. *Materials Science And Engineering: A*, [s.l.], v. 283, n. 1-2, p.136-143, mai/2000. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093\(99\)00795-9](http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(99)00795-9).

SAMUELS, L. E. **Light Microscopy Carbon Steels**. ASM International – The Materials Information Society. 1999

SANTOS, G.A.A; Rebeyka, C.J. **Avaliação do comportamento do aço HSLA 350/440 em função da temperatura**. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, 2017, Curitiba.

SCHAEFFER, L. **Aços avançados de alta resistência – AHSS**. Disponível em: <<http://revistaforge.com.br/acos-avancados-de-alta-resistencia-ahss/>>. Acesso em: mai/2018.

SILVA, H. G. A.; NETO, E. A .R. ; ESTEVES, P. B., **Caracterização de fraturas frágil e dúctil em microscopia eletrônica de varredura (MEV)** in Instituto Militar de Engenharia, 2017, Rio de Janeiro.

SILVERSTEIN, R.M., BASSLER, G.C., MORRILL, T.C., **Spectrometric Identification of Organic Compounds**, 7th Ed, Wiley, 2002

SIMÕES, S. L. dos S. **Técnicas Caracterização de Materiais**. Porto - Portugal: Curso: Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2006. Color

SOUTO, N. M.; **Caracterização do Comportamento Mecânico de Aços de Alto Desempenho** - Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Aveiro, 2011.

SOUZA, G.A. **Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga com estrutura bainítica/martensítica, via microscopia óptica**. 2008. 161p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos**. 5. Ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1982.

SROUR JUNIOR, E. H. **Determinação do grau de conformabilidade de chapa de aço para suporte de coluna de direção e identificação de similar nacional.** 2002. 128 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2002.

STAHLEISEN, V. **The Appearance of Cracks and Fractures in Metallic Materials.** 1996.

TIGRINHO, L. M. V. **Análise da fratura de chapas do aço avançado de alta resistência DP600 quando submetido a diferentes estados de tensões.** Tese de doutorado, Universidade Federal do Paraná, Brasil, 2011.

VENDRAMINE, C. F. **levantamento da curva TTT do aço 15B30 com análise dos constituintes Ferrita e Perlita.** 2012. 119 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia de Materiais, Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2012.

VERBEKEN, K.; KESTENS, L.; JONAS, J.J. **Microtextural study of orientation change during nucleation and growth in a cold rolled ULC steel.** Scripta Materialia, v. 48, p. 1457-1462, 2003

VERHOEVEN, J.J. **Fundamentals of Physical Metallurgy.** 1975

VIDILLI, A. L.; BOLFARINI, C. **Fadiga De Aços De Baixa Densidade.** In 23º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2018, Foz do Iguaçu, PR.

WATT, I. M. **The Principles and Practice of Electron Microscopy.** New York: Cambridge University Press, 2nd ed., 1997.

WELLE, D. **Os cinco maiores problemas ambientais do mundo e suas soluções.** 2016. Disponível em: <<https://www.cartacapital.com.br/sustentabilidade/os-cinco-maiores-problemas-ambientais-do-mundo-e-suas-solucoes>>. Acesso em: fev/2018.

WOELLNER, N. **Influência da temperatura na magnitude do retorno elástico e nos limites de conformação de aços de alta resistência.** 2016. 71 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2016.

WORLD AUTO STEEL, **Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines**, Versão 4.1, 2009. Disponível em: www.worldautosteel.org.

WORLD AUTO STEEL, **Advanced high-strength steels application guidelines version 5.0**, 2017. Disponível em: www.worldautosteel.org

WULPI, D. J. **Understanding How Components Fail.** 2nd Edition. ASM International, 1999.

XU, L.; WEI, D.; YU, Y.; ZHANG, H.; BAI, B. **Effect of microstructure on corrosion fatigue behavior of 1500 MPa level carbide-free bainite/martensite dual-phase high strength steel.** Journal of Iron and Steel Research, International, Beijing, v.18, n.4, p.63-67, 2011.

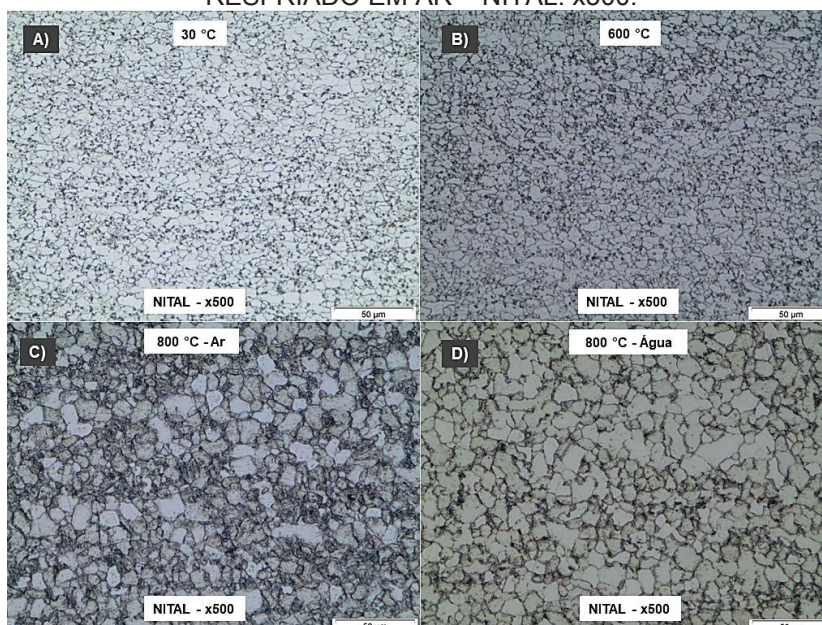
YU, W.; QIAN, Y.; WU, H.; YANG, Y. **Effect of Heat Treatment Process on Properties of 1000 MPa Ultra-High Strength Steel.** Journal of Iron and Steel Research, International, Beijing, v.18, n.2, p.64-69, 2011.

APÊNDICES A – IMAGENS METALOGRÁFICAS DO TRATAMENTO TÉRMICO.

Para auxiliar na compreensão, outra dispensação das imagens foi montada. Nesta, considerando a sequência de temperaturas utilizadas no tratamento térmico. Veja as FIGURAS 87 até 90 para o HSLA e 91 até 94 para o DUAL PHASE.

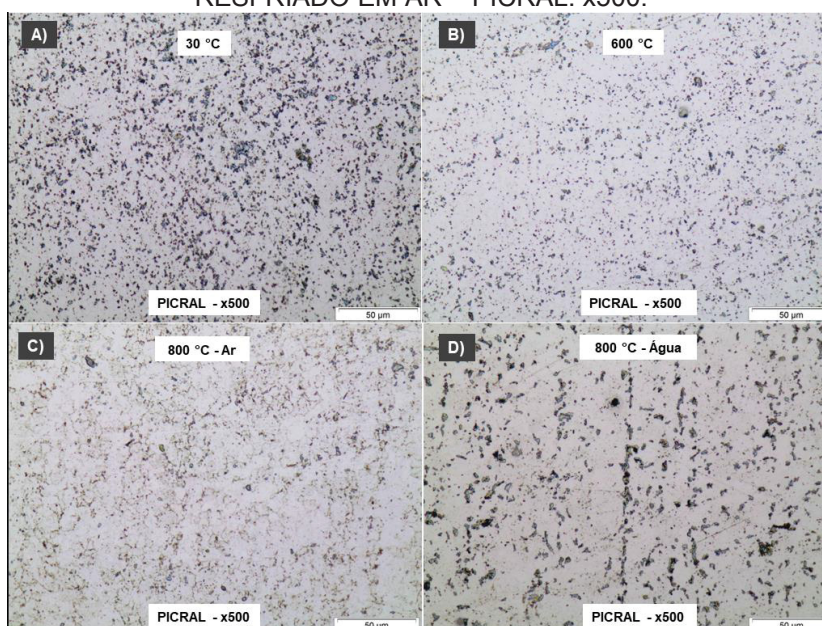
MICROGRAFIA DO HSLA

FIGURA 87 - HSLA – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – NITAL. x500.



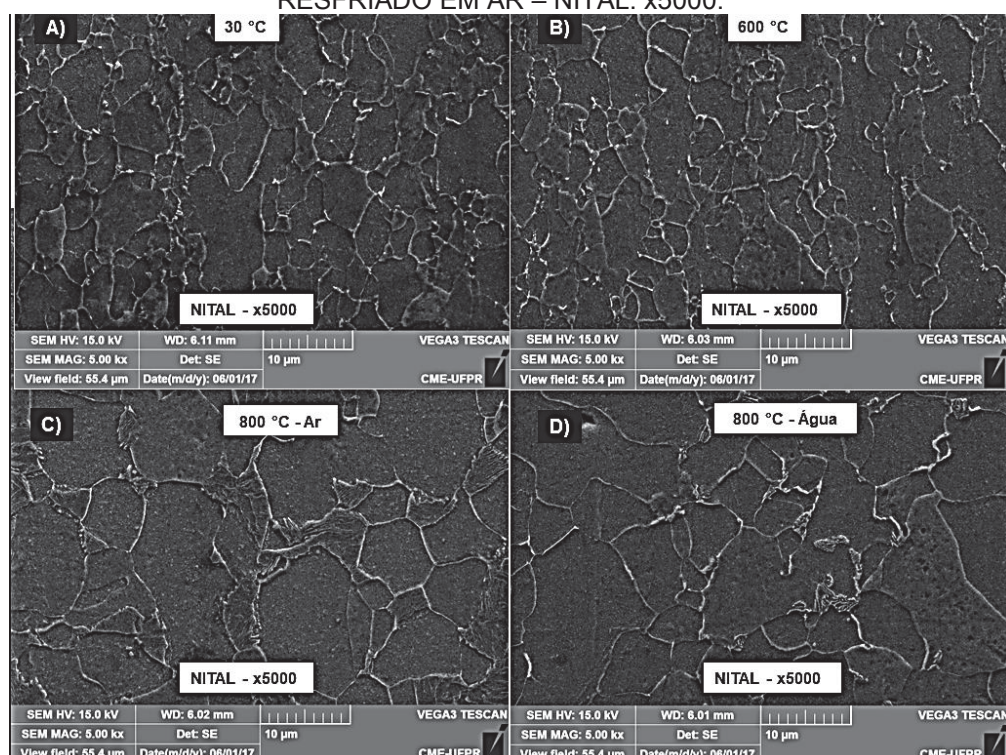
FONTE: O AUTOR (2019).

FIGURA 88 - HSLA – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – PICRAL. x500.



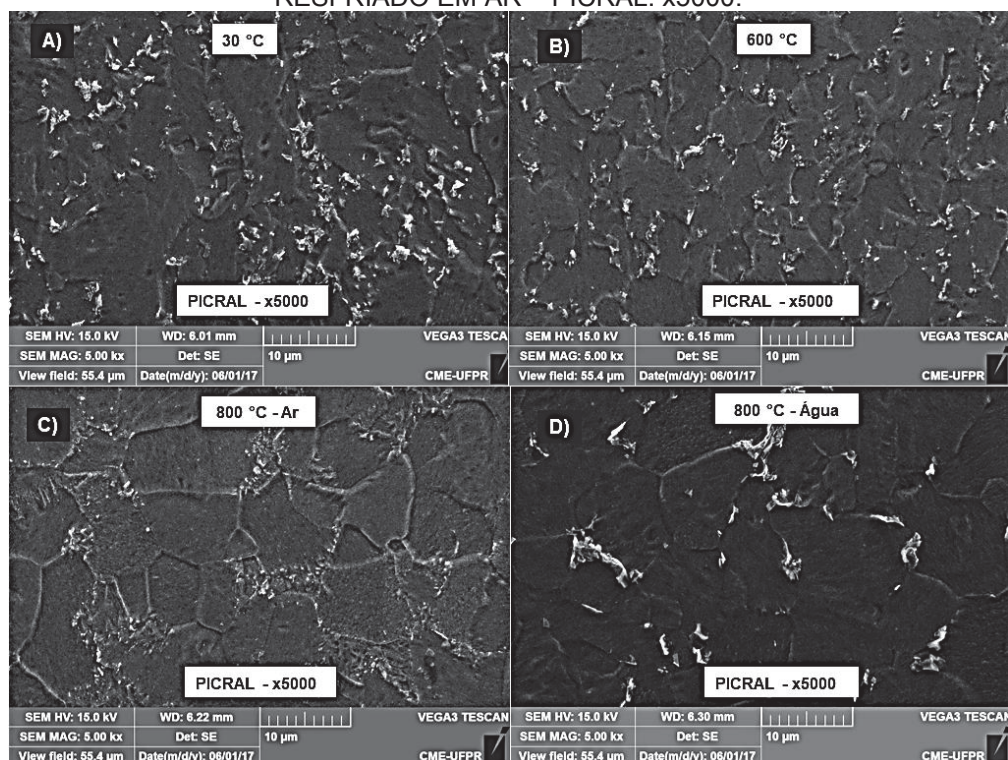
FONTE: O AUTOR (2019).

FIGURA 89 - HSLA – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – NITAL. x5000.



FORNTE: O AUTOR (2019).

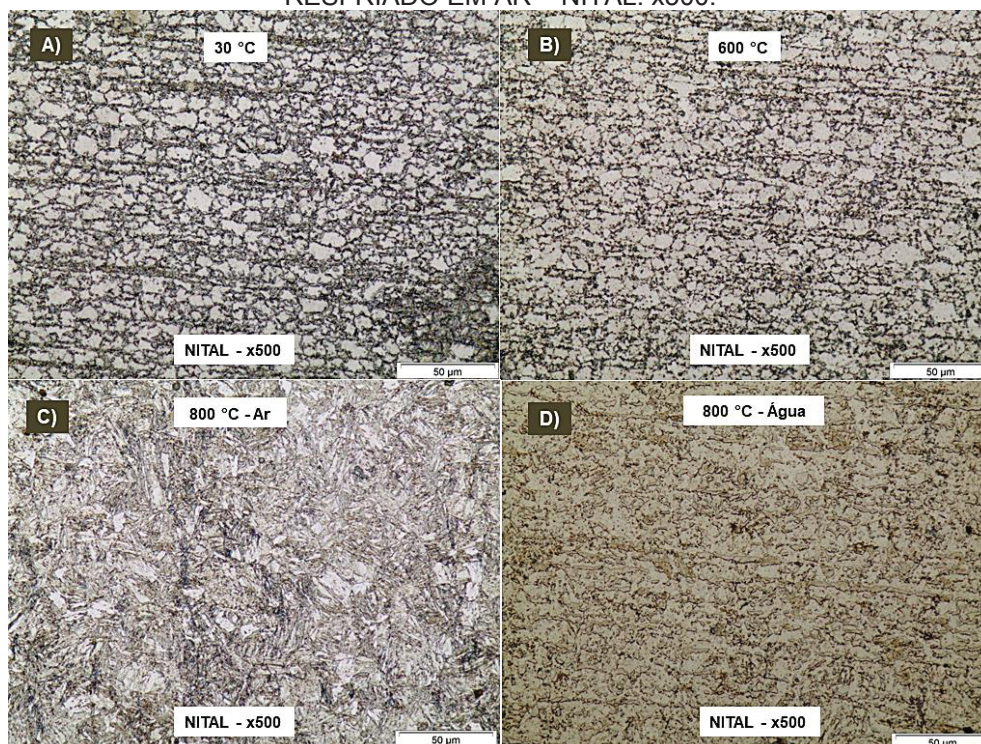
FIGURA 90 - HSLA – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – PICRAL. x5000.



FORNTE: O AUTOR (2019).

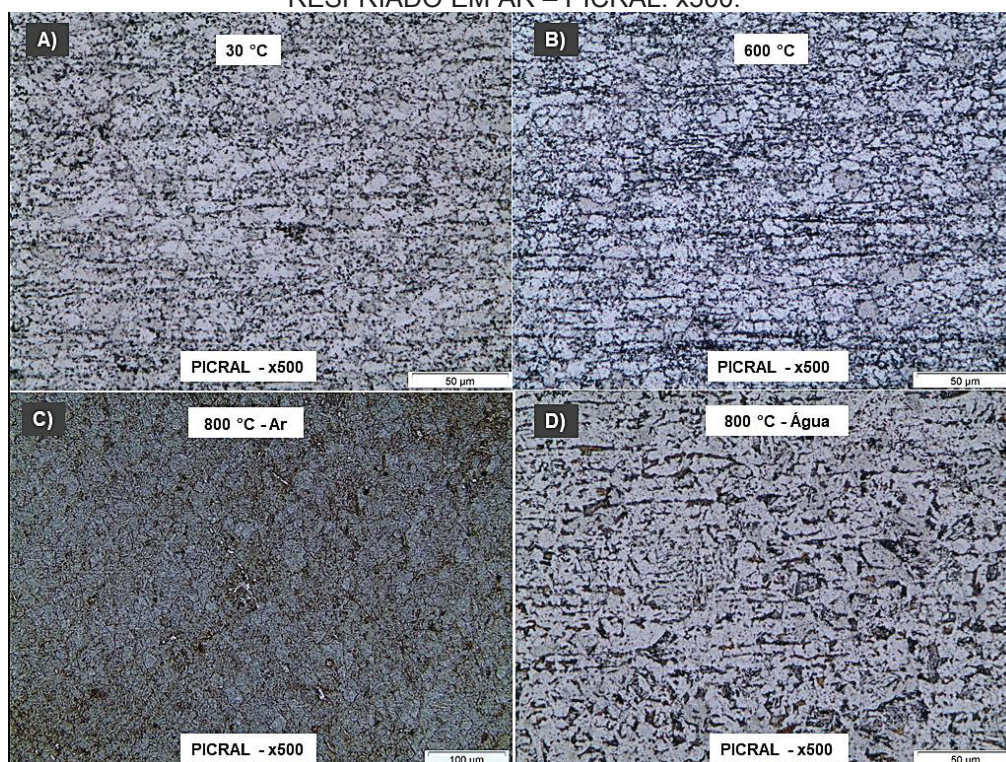
MICROGRAFIA DO DUAL PHASE

FIGURA 91 - DUAL PHASE – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – NITAL. x500.



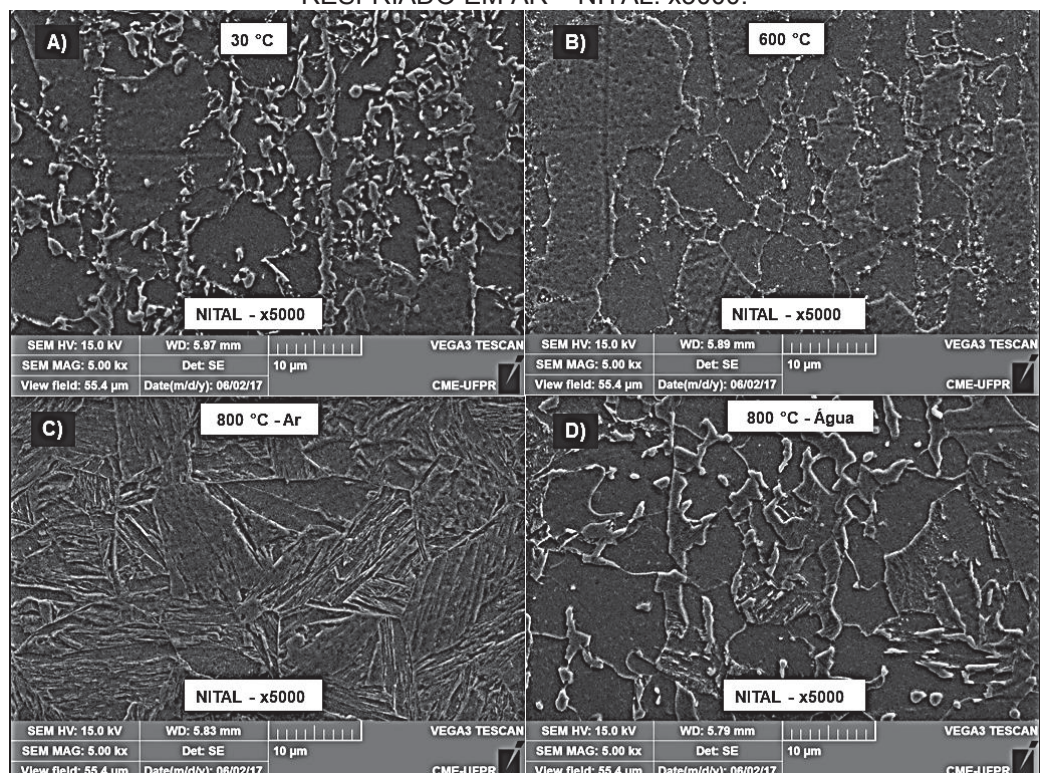
FONTE: O AUTOR (2019).

FIGURA 92 - DUAL PHASE – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – PICRAL. x500.



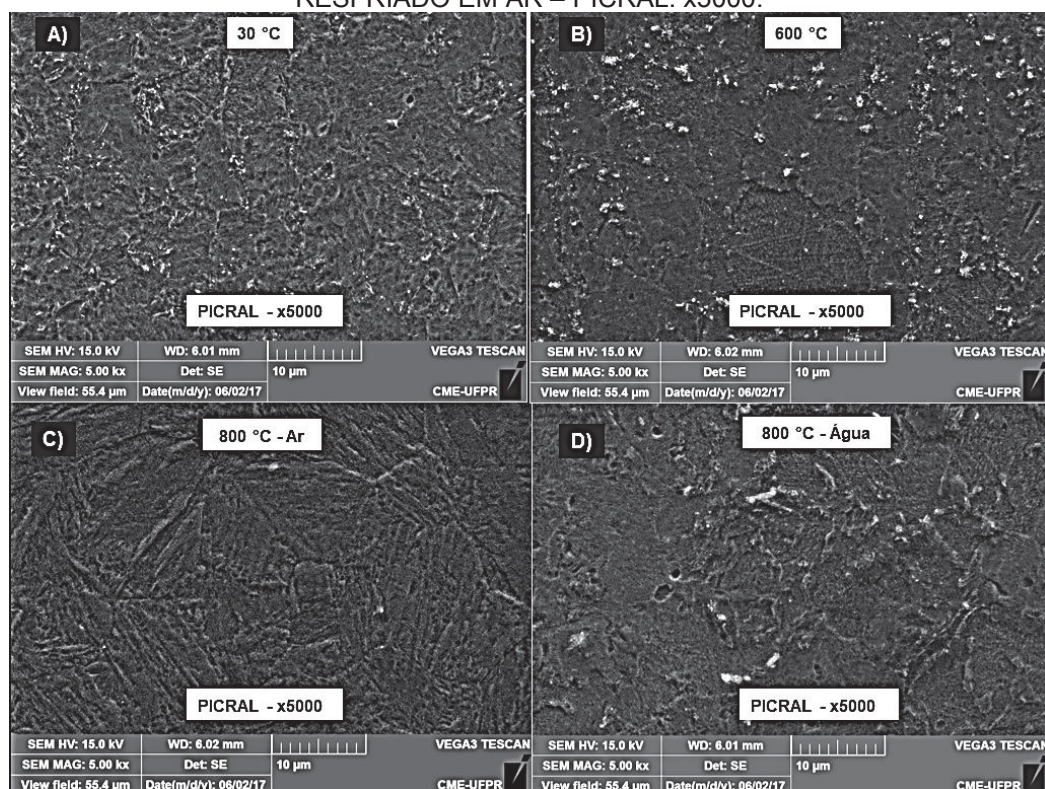
FONTE: O AUTOR (2019).

FIGURA 93 - DUAL PHASE – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – NITAL. x5000.



FONTE: O AUTOR (2019).

FIGURA 94 - DUAL PHASE – A) 30 °C; B) 600 °C; NITAL C) 800 °C RESFRIADO EM ÁGUA; 800 °C RESFRIADO EM AR – PICRAL. x5000.



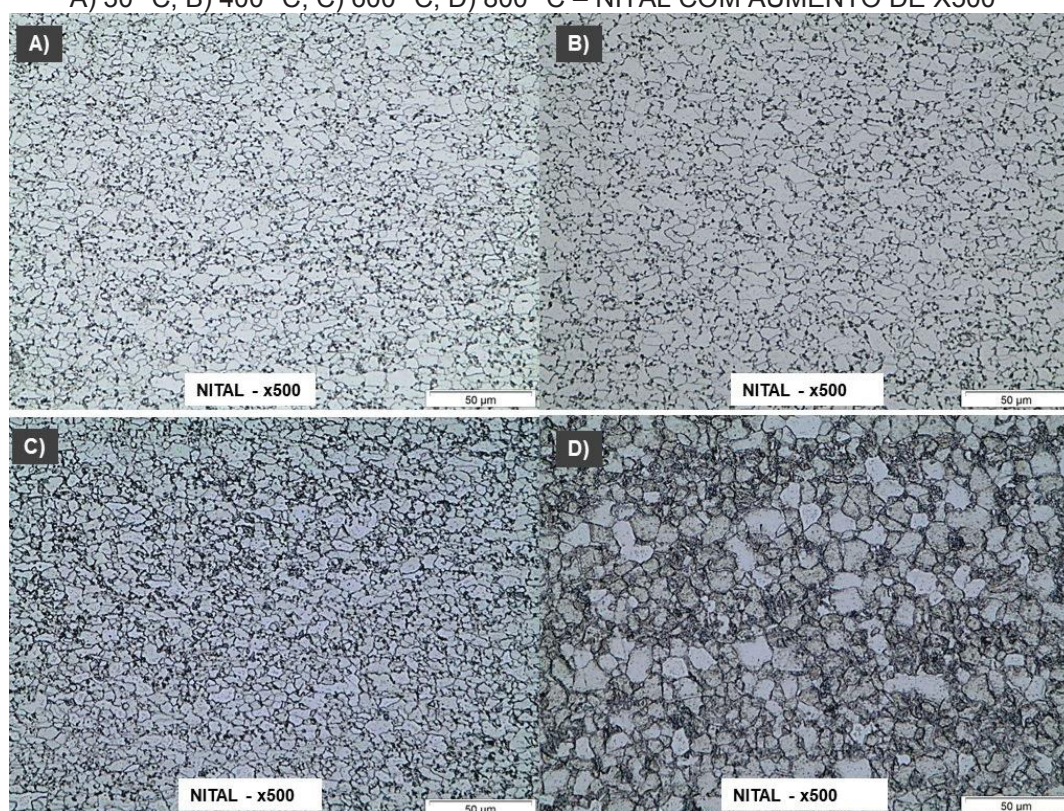
FONTE: O AUTOR (2019).

APÊNDICES B – IMAGENS METALGRÁFICAS REFERENTES AO TAMANHO DE GRÃO PARA AS TEMPERATURAS DE TRATAMENTO TÉRMICO.

Para auxiliar na compreensão do comportamento do tamanho de grão na variação da temperatura nas abordagens por tratamento térmico, FIGURAS 95 até 98 para o HSLA e DUAL PHASE.

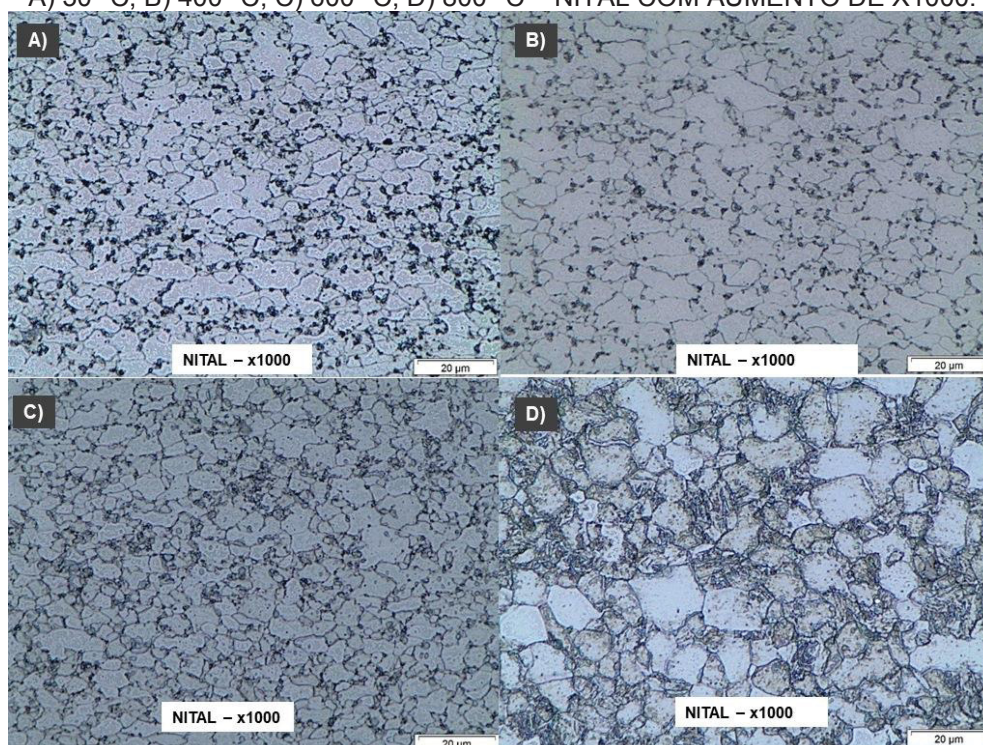
MICROGRAFIA DO HSLA

FIGURA 95 - MICROCOPIAS DO HSLA APÓS TRATAMENTOS TÉRMICOS RESFRIADO AO AR – A) 30 °C; B) 400 °C; C) 600 °C; D) 800 °C – NITAL COM AUMENTO DE X500



FONTE: O AUTOR (2019).

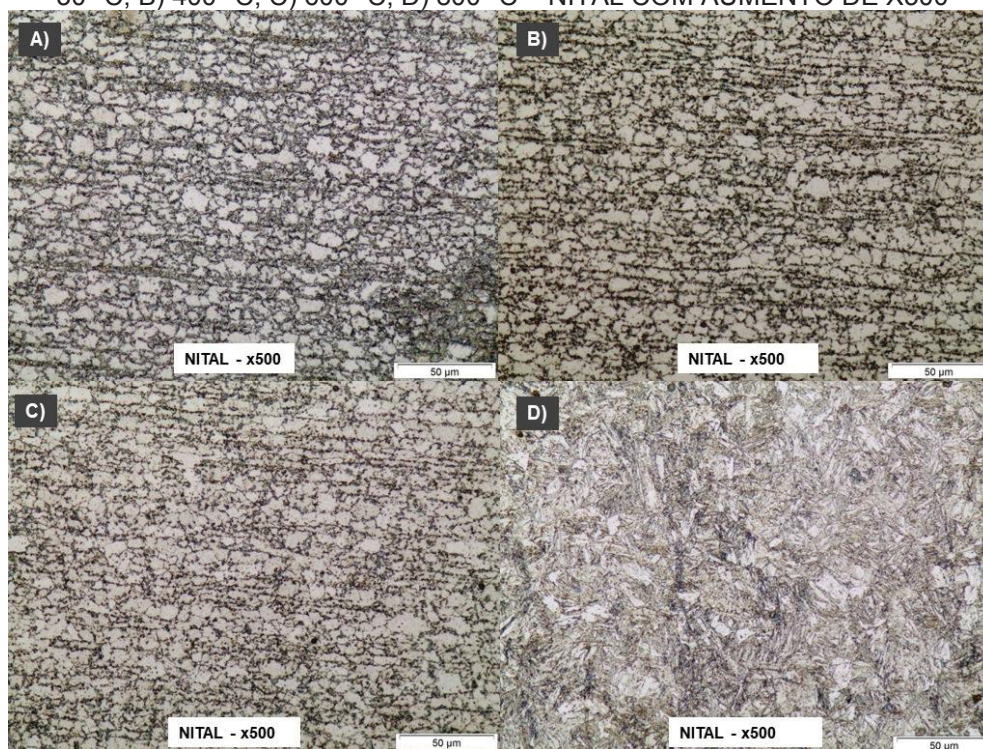
FIGURA 96 - MICROCOPIAS DO HSLA APÓS TRATAMENTOS TÉRMICOS RESFRIADO AO AR – A) 30 °C; B) 400 °C; C) 600 °C; D) 800 °C – NITAL COM AUMENTO DE X1000.



FONTE: O AUTOR (2019).

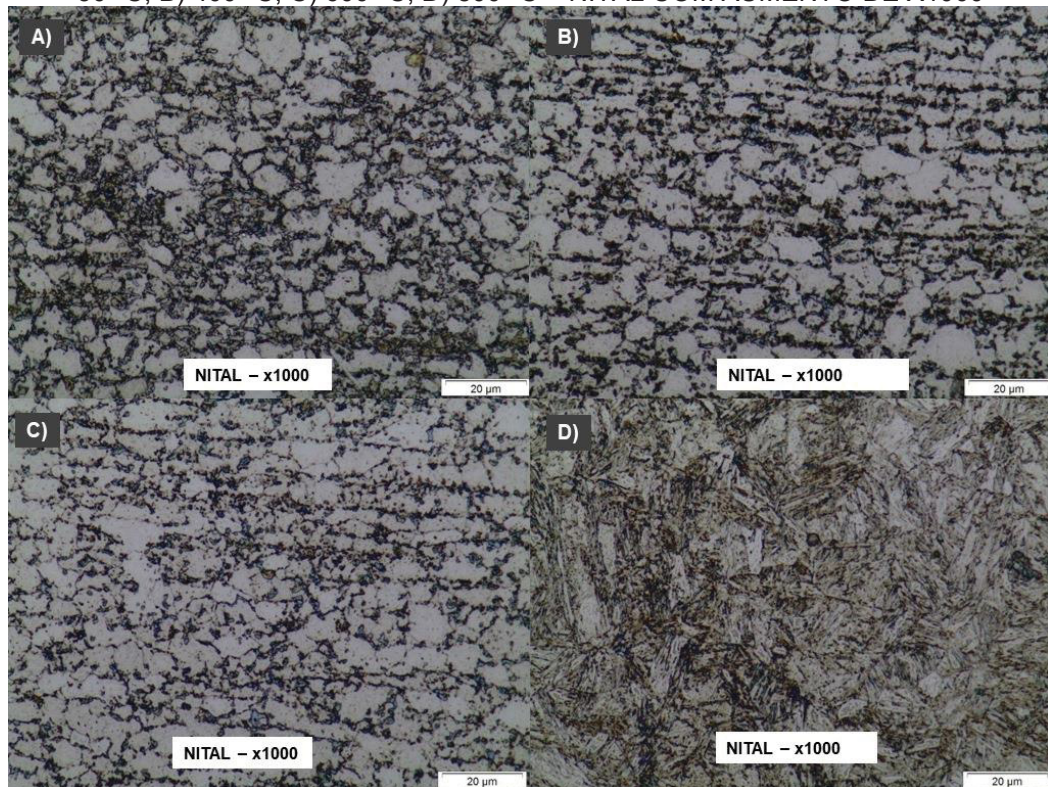
MICROGRAFIA DO DUAL PHASE

FIGURA 97 - MICROCOPIAS DO DP APÓS TRATAMENTOS TÉRMICOS RESFRIADO AO AR – A) 30 °C; B) 400 °C; C) 600 °C; D) 800 °C – NITAL COM AUMENTO DE X500



FONTE: O AUTOR (2019).

FIGURA 98 - MICROCOPIAS DO DP APÓS RATAMENTOS TÉRMICOS RESFRIADO AO AR – A) 30 °C; B) 400 °C; C) 600 °C; D) 800 °C – NITAL COM AUMENTO DE X1000



FONTE: O AUTOR (2019).