

MARCELO SOARES AMORIM

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO A LASER  
NAS CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA  
RESISTÊNCIA *DUAL PHASE 600* E *TRANSFORMED INDUCED  
PLASTICITY 750*





MARCELO SOARES AMORIM

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO A LASER  
NAS CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA  
RESISTÊNCIA *DUAL PHASE 600* E *TRANSFORMED INDUCED  
PLASTICITY 750*

Dissertação apresentada à Faculdade de  
Engenharia do Campus de  
Guaratinguetá, Universidade Estadual  
Paulista, para a obtenção do título de  
Mestre em Engenharia Mecânica na área  
de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Fernando de Azevedo Silva

Co-orientador: Dr. Davi Neves – DCTA/IEAv

Guaratinguetá

2016

A52  
4e Amorim, Marcelo Soares  
Estudo da influência do tratamento térmico a laser nas características dos aços avançados de alta resistência dual phase 600 e transformed induced plasticity 750 / Marcelo Soares Amorim– Guaratinguetá, 2015.  
138 f. : il.

Bibliografia : f. 128-138

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2015.

Orientador: Prof. Dr. Fernando de Azevedo Silva

Coorientador: Dr. Davi Neves

1. Aço de alta resistência 2. Aço – Tratamento térmico 3. Feixes de laser 4. Indústria automobilística I. Título

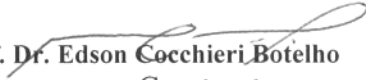
CDU 669.14(043)

*MARCELO SOARES AMORIM*

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA  
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

  
Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho  
Coordenador

*BANCA EXAMINADORA:*

  
Prof. Dr. FERNANDO DE AZEVEDO SILVA  
Orientador / UNESP-FEG

  
Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO  
UNESP-FEG

  
Prof. Dr. ROSINEI BATISTA RIBEIRO  
FATEA/LORENA

*março de 2016*

## **DADOS CURRICULARES**

**MARCELO SOARES AMORIM**

NASCIMENTO	07.07.1975 – Caçapava/SP
FILIAÇÃO	Pedro Amorim Ana Lúcia Soares Amorim
2001-2006	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá – UNESP
2014-2016	Curso de Mestrado em Engenharia Mecânica – área de Materiais Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá – UNESP

## **DEDICATÓRIA**

Para o Seu Pedro, Dona Ana, Bianca, Rosângela e Andréia, com amor.

## **AGRADECIMENTOS**

Apesar do fato de que este trabalho tem apenas um autor, diversas são as pessoas que colaboraram durante sua elaboração. Desde uma simples conversa de corredor, até uma aula completa sobre determinado assunto, existiram contribuições úteis. Assim, ao invés de nomear TODOS aqueles que estiveram, de alguma forma, envolvidos nesta jornada, e agradecer um a um, eu gostaria de agradecer às instituições envolvidas, nomeando um representante para cada.

Mas, primeiramente, agradeço a Deus, pela graça da vida e pela esperança no que há de vir, e aos meus pais e minha irmã, que sempre me apoiaram em todas as minhas empreitadas. Agradeço também à minha querida esposa, cuja paciência sem limites me fez sempre seguir adiante em busca das minhas realizações acadêmicas e profissionais, e à minha doce filhinha, cuja alegria contagia até nos momentos mais difíceis.

Agradeço à UNESP – Campus de Guaratinguetá, na pessoa do orientador, Prof. Dr. Fernando de Azevedo, pela oportunidade de, mais uma vez, ser contado em seu conceituado corpo docente;

Agradeço ao Instituto de Estudos Avançados do Comando da Aeronáutica, na pessoa do co-orientador, Dr. Davi Neves, pela oportunidade de desenvolver os trabalhos experimentais em seus laboratórios, além da proposta inicial para o tema do trabalho;

Agradeço finalmente à Agência Nacional de Aviação Civil, na pessoa do Líder de equipe Sr. Daniel Dias, pela oportunidade oferecida, enquanto ocupante de cargo no serviço público federal, de usufruir de Licença Capacitação para a elaboração do trabalho.

**“Não há ignorância. Há conhecimento”**

2º preceito do Código Jedi

O caminho Jedi: um manual para os estudantes da Força.

Daniel Wallace. 2ª edição. Bertrand Brasil, 2014

AMORIM, M. S. **Estudo da influência do tratamento térmico a laser nas características dos aços avançados de alta resistência *dual phase 600* e *transformed induced plasticity 750***. 2016. 138 f. Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

## RESUMO

Os aços avançados de alta resistência são de importância na indústria moderna da mobilidade. Na indústria automobilística, por exemplo, é previsto que o uso destes materiais cresça de maneira acentuada nos próximos anos. Algumas características destes materiais podem ser melhoradas por meio de tratamento térmico, seja ele em toda a extensão do produto ou em partes específicas para as quais se deseja um dado comportamento mecânico. Neste trabalho se propôs a investigação inicial do efeito de um tratamento térmico local por radiação laser, uma forma controlada de adição de energia, nas propriedades mecânicas e na microestrutura de dois destes materiais. Os materiais estudados foram os aços *dual phase* (DP 600) e o *transformed induced plasticity* (TRIP 750), e a contribuição pretendida aqui foi prover informações sobre a interação entre a radiação laser e os materiais de estudo, dentro de determinados parâmetros de processamento térmico. Para a caracterização dos materiais, conforme recebidos e após os tratamentos térmicos a laser propostos, foram realizados ensaios metalográficos, de difratometria de raios-X, de dureza e de tração. Verificou-se que, para a faixa de parâmetros de processo experimentada, houve mudanças significativas nas características dos materiais estudados, notadamente um aumento na dureza superficial, alcançando valores correspondentes ao dobro dos relativos aos materiais sem tratamento, nos limites de escoamento, com aumentos de até 15% com relação ao material-base, e de resistência, com aumentos até cerca de 30% com relação ao material-base. Por outro lado, verificou-se uma diminuição no alongamento específico dos materiais, quando submetidos a ensaios de tração, de até 80% com relação aos materiais sem tratamento térmico.

**PALAVRAS-CHAVE:** Caracterização mecânica. Tratamento térmico a laser. Aços avançados de alta resistência. Aços multifásicos.



AMORIM, M. S. **Study of the influency of laser heat treatment in properties of advanced high strenght steels dual phase 600 and transformed induced plasticity 750.** 2016. 138 pp. Master of Science in Mechanical Engineering Dissertation – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

### **ABSTRACT**

The advanced high strength steels are of importance in modern mobility industry. In the automotive industry, for example, it is anticipated that the use of such materials will be increased in the near future. Some characteristics of these materials can be improved through heat treatments, considering the entire mass of the product or in specific regions of a part, for which it is necessary a particular mechanical behavior. This work focused on the initial investigation of a local heat treatment by laser radiation, a controlled form of energy addition, in the mechanical properties and microstructure of two of these materials. The studied materials are the dual phase steel (DP 600) and the transformed induced plasticity steel (TRIP 750), and the desired contribution here was to provide information about the interaction between the laser radiation and the studied materials for a given range of thermal processing parameters. To characterize the materials as received and after proposed laser heat treatments, metallographic evaluation, X-ray diffraction, and hardness and tensile tests were performed. It was found that, for the range of process parameters investigated, there were significant changes in the characteristics of the materials, notably an increase in surface hardness, reaching values corresponding to twice of those for materials without treatment, in the yield limits, with increases of up to 15% with respect to the base material, and strength limits, with increases up to about 30% with respect to the base material. On the other hand, there was a decrease in the elongation of materials, when subjected to tensile tests, up to 80% in comparison to materials without heat treatment.

**KEYWORDS:** Mechanical characterization. Laser heat treatment. Advanced high strength steels. Multiphase steels.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Média de emissão de gases de efeito estufa na produção primária de alguns materiais, em Kg CO <sub>2</sub> /kg de material produzido.....	24
Figura 2 – Comparação entre as microestruturas em um aço comum (SAE 1010, à esquerda), e em um aço avançado de alta resistência (à direita, um aço TRIP).....	30
Figura 3 – Representação das propriedades de resistência mecânica e ductilidade de diversas classes de aços.....	31
Figura 4 – Esquema de microestrutura do aço DP (à esquerda) e micrografia de uma amostra deste aço (DP 600).....	33
Figura 5 – Esquema de microestrutura do aço TRIP (à esquerda) e micrografia de uma amostra deste aço (TRIP 780).....	34
Figura 6 – Comparação entre microestruturas presentes em um aço DP e um aço TRIP.....	37
Figura 7 – Distribuições espaciais de intensidade em alguns modos TEM: a) TEM <sub>00</sub> ; b) TEM <sub>10</sub> .....	44
Figura 8 - Seções transversais de alguns modos TEM de simetria circular.....	44
Figura 9 – Fatores de influência no processamento térmico de metais a laser.....	48
Figura 10 – Representação esquemática da formulação para o aquecimento de um sólido por radiação laser.....	50
Figura 11 – Conceito de desfocalização de um feixe laser sobre uma peça de trabalho.....	52
Figura 12 – Dados experimentais para cinco tipos de processamento térmico a laser de metais e suas ligas.....	54
Figura 13 – Princípio envolvido na geração de radiação laser de um laser a fibra.....	56
Figura 14 – Diagrama TTT estimado para o aço DP 600.....	63
Figura 15 – Diagrama TTT estimado para o aço TRIP 750.....	64
Figura 16 – Arranjo experimental utilizado para o tratamento térmico das amostras.....	66
Figura 17 – Geometria dos espécimes de ensaio de tração (medidas em milímetros).....	67
Figura 18 – Aspecto de amostras tratadas termicamente e embutidas para metalografia.....	70
Figura 19 – Método de avaliação da dureza das amostras.....	71

Figura 20 – Medição de dureza Vickers ao longo da profundidade das chapas, a partir da superfície de incidência do feixe laser.....	71
Figura 21 – Caracterização inicial do processo.....	76
Figura 22 – Esquema de tratamento térmico em amostras para ensaios de tração (à esquerda) e imagem de um experimento (à direita).....	80
Figura 23 – Aspecto microestrutural do aço DP 600 conforme recebido. Ataque: nital a 2%.....	80
Figura 24 – Aspecto microestrutural do aço TRIP 750 conforme recebido. Ataque: nital a 2%.....	81
Figura 25 – Comparação entre as indentações das medições de dureza e as microestruturas dos materiais estudados (à esquerda: aço DP 600 e à direita: aço TRIP).....	81
Figura 26 – Aspecto dos diagramas tensão x deformação para os materiais estudados, sem tratamento térmico.....	82
Figura 27 – Difratogramas dos aços DP 600 e TRIP 750 conforme recebidos.....	83
Figura 28 – Representação das regiões mostradas nas micrografias superficiais das amostras tratadas termicamente (Figuras 28, 29, 32 e 33).....	85
Figura 29 – Microestruturas obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço DP 600. $P$ é a potência nominal do feixe, $f$ a desfocalização, $v$ a velocidade de avanço, $t$ o tempo de interação entre o feixe e material, $DP$ a densidade de potência e $DE$ a densidade de energia.....	86
Figura 30 – Microestruturas obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço DP 600 (continuação). $P$ : potência nominal do feixe, $f$ : desfocalização, $v$ : velocidade de avanço, $t$ : tempo de interação entre o feixe e material, $DP$ : densidade de potência e $DE$ : densidade de energia.....	87
Figura 31 – Microestruturas transversais obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço DP 600. $P$ : potência nominal do feixe, $f$ : desfocalização, $v$ : velocidade de avanço, $t$ : tempo de interação entre o feixe e material, $DP$ : densidade de potência e $DE$ : densidade de energia.....	89
Figura 32 – Aspecto transversal da amostra de aço DP 600 submetida à densidade de energia laser de $25,15 \text{ J/mm}^2$ .....	90
Figura 33 – Microestruturas obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço TRIP 750. $P$ : potência nominal do feixe, $f$ : desfocalização, $v$ : velocidade de avanço, $t$ : tempo de interação entre o feixe e material, $DP$ : densidade de potência e $DE$ : densidade de energia.....	92

Figura 34 – Microestruturas obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço TRIP 750 (continuação). $P$ : potência nominal do feixe, $f$ : desfocalização, $v$ : velocidade de avanço, $t$ : tempo de interação entre o feixe e material, $DP$ : densidade de potência $DE$ : densidade de energia.....	93
Figura 35 – Imagens transversais obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço TRIP 750. $P$ : potência nominal do feixe, $f$ : desfocalização, $v$ : velocidade de avanço, $t$ : tempo de interação entre o feixe e material, $DP$ : densidade de potência e $DE$ : densidade de energia.....	94
Figura 36 – Imagens transversais obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço TRIP 750 (continuação). $P$ : potência nominal do feixe, $f$ : desfocalização, $v$ : velocidade de avanço, $t$ : tempo de interação entre o feixe e material, $DP$ : densidade de potência e $DE$ : densidade de energia.....	95
Figura 37 – Método para a avaliação quantitativa do efeito dos tratamentos térmicos sobre os materiais estudados.....	97
Figura 38 – Perfis de variação de microdureza Vickers para o aço DP 600 após tratamento térmico.....	98
Figura 39 – Perfis de microdureza medida na transversal para o aço DP 600 após tratamento. As abcissas representam a distância, em mm, a partir da superfície irradiada.....	100
Figura 40 – Perfis de variação de microdureza Vickers para o aço TRIP 750 após tratamento térmico.....	102
Figura 41 – Perfis de microdureza transversal para o aço TRIP 750 após tratamento. As abcissas representam a distância, em mm, a partir da superfície irradiada.....	103
Figura 42 – Variação nas propriedades mecânicas para o aço DP 600, com relação à densidade de energia laser aplicada.....	106
Figura 43 – Variação nas propriedades mecânicas para o aço TRIP 750, com relação à densidade de energia laser aplicada.....	107
Figura 44 – Comparação entre corpos de prova para ensaios de tração, de aço DP 600: a) amostra sem tratamento; b) amostra sem tratamento e após ensaio de tração; c) amostra com tratamento térmico e após ensaio de tração.....	108
Figura 45 – Estricção de uma amostra de aço DP 600 após tratamento térmico e ensaio de tração.....	109
Figura 46 – Aspecto ondulado de um corpo de prova rompido, típico dos aços DP 600 e TRIP 750.....	110

Figura 47 – Ilustração da seção transversal típica resultante dos tratamentos térmicos.....	110
Figura 48 – Aspecto típico da superfície de fratura de um corpo de prova rompido em ensaio de tração.....	111
Figura 49 – Comparação entre resultados de ensaios de tração entre os materiais-base e após tratamento térmico (aço DP 600 acima, aço TRIP 750 abaixo). As linhas traço-ponto representam o material-base, e as contínuas o material tratado..	112
Figura 50 – Perfil da superfície laminada de corpo de prova de aço DP 600 após tratamento térmico e ensaio de tração.....	114
Figura 51 - Perfil da superfície usinada de corpo de prova de aço DP 600 após tratamento térmico e ensaio de tração.....	115
Figura 52 – Difratomogramas do aço DP 600 tratado termicamente. Os casos de ensaio estão indicados.....	116
Figura 53 – Difratomogramas dos aços DP 600 tratados termicamente (continuação). Os casos de ensaio estão indicados.....	117
Figura 54 – Difratomogramas do aço TRIP 750 tratado termicamente. Os casos de ensaio estão indicados.....	118
Figura 55 – Influência da densidade de energia aplicada, para o aço DP 600.....	120
Figura 56 – Influência da densidade de energia aplicada, para o aço TRIP 750.....	121
Figura 57 – Influência da potência nominal de tratamento sobre a severidade de interação da amostra.....	122
Figura 58 – Fatores de influência na variabilidade da severidade de interação, para o aço TRIP 750.....	123

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química dos materiais estudados, como fornecidos (%)....	65
Tabela 2 – Variação da temperatura máxima superficial para diversos valores de velocidade de avanço do feixe e potência nominal do laser, para chapas de 1.3 mm de espessura de aço AISI 1020.....	74
Tabela 3 – Parâmetros para caracterização inicial do processo.....	75
Tabela 4 – Parâmetros de processo para ensaios nos dois materiais de estudo.....	77
Tabela 5 – Propriedades mecânicas dos materiais conforme fornecidos.....	82
Tabela 6 – Resultados absolutos médios para propriedades avaliadas por ensaios de tração – aço DP 600.....	105
Tabela 7 – Resultados absolutos médios para propriedades avaliadas por ensaios de tração – aço TRIP 750.....	107
Tabela 8 – Medição de rugosidade em corpos de prova após ruptura.....	113

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Laser	Amplificação de luz através de emissão estimulada de radiação ( <i>Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i> )
DCTA	Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial
IEAv	Instituto de Estudos Avançados
a.C.	Antes de Cristo
SAE <i>International</i>	<i>Society of Automotive Engineers</i>
ASTM <i>International</i>	<i>American Society for Testing and Materials</i>
DP	Bifásico ( <i>Dual Phase</i> )
TRIP	Plasticidade induzida por transformação ( <i>Transformed Induced Plasticity</i> )
SEM	Microscopia eletrônica de varredura ( <i>Scanning Electron Microscopy</i> )
TEM	Modo eletromagnético transversal ( <i>Transverse Electromagnetic Mode</i> ) ou Microscopia eletrônica de transmissão ( <i>Transmission Electronic Microscopy</i> )
TTT	Tempo-Temperatura-Transformação

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\text{CO}_2$	Dióxido de carbono
$\text{Fe}_3\text{C}$	Carbeto de ferro
mm	Milímetro ( $10^{-3}\text{m}$ )
$\mu\text{m}$	Micrometro ( $10^{-6}\text{m}$ )
$R_f$	Refletividade
$\lambda$	Condutividade térmica
$\dot{q}$	Fluxo de calor
$\rho$	Densidade
$c$	Calor específico
$K$	Difusividade térmica
$D$	Penetração térmica
$t$	Tempo de interação entre o feixe laser e o material
$d$	Diâmetro do feixe laser sobre o material
$v$	Velocidade de avanço
$\xi$	Comprimento de onda característico do feixe laser
$\alpha$	Coefficiente de absorção
$I_0$	Intensidade do feixe laser na superfície
$I$	Intensidade de energia laser
$I_{abs}$	Intensidade de energia laser absorvida
$E_0$	Energia incidente na superfície do material
$DP$	Densidade de potência
$E$	Energia específica
$T_0$	Temperatura ambiente
$A_s$	Absortividade do material
$T$	Temperatura
$r$	Raio do feixe incidente
$M^2$	Fator de qualidade de um feixe laser
CNC	Comando numérico computadorizado
N	Nitrogênio
P	Fósforo
C	Carbono
S	Enxofre
Si	Silício
Mn	Manganês



Cu	Cobre
Ni	Níquel
Cr	Cromo
Mo	Molibdênio
Nb	Nióbio
Ti	Titânio
Yb	Itérbio
kN	Kilonewton ( $10^3\text{N}$ )
Ra	Rugosidade média superficial ( $\mu\text{m}$ )
HV	Dureza Vickers

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	19
1.1 Considerações gerais.....	19
1.2 Objetivos.....	20
1.3 Justificativas.....	20
1.4 Metodologia.....	21
1.5 Estrutura da Dissertação.....	22
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
2.1 Aços.....	23
2.1.1 Comportamento microestrutural em aços.....	24
2.2 Aços avançados de alta resistência.....	27
2.2.1 O aço <i>dual phase</i> (DP).....	31
2.2.2 O aço <i>transformed induced plasticity</i> (TRIP).....	33
2.2.3 Breve comparação entre os aços DP e TRIP.....	36
2.2.4 Metalografia dos aços avançados de alta resistência.....	37
2.3 Tratamentos térmicos em aços.....	39
2.3.1 Normalização.....	41
2.3.2 Têmpera.....	41
2.3.3 Revenimento.....	41
2.4 Processamento a laser de materiais.....	42
2.4.1 Interação entre o laser e a matéria para processamento térmico em materiais metálicos.....	47
2.4.2 Lasers a fibra para processamento de materiais.....	54
2.4.3 Tratamento térmico por adição de radiação laser de materiais de construção mecânica.....	57
2.5 Processamento térmico a laser de aços avançados de alta resistência.....	59
2.5.1 Avaliação das características térmicas dos aços DP 600 e TRIP 750	62
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	65

3.1 Materiais conforme fornecidos.....	65
3.2 Equipamento experimental de processamento a laser utilizado e suas características.....	65
3.3 Ensaios de tração.....	67
3.4 Metalografia.....	69
3.5 Ensaios de microdureza.....	70
3.6 Tratamento térmico a laser nas amostras.....	72
3.6.1 Caracterização inicial do processo.....	73
3.6.2 Parâmetros experimentais para tratamento térmico a laser para os aços DP 600 e TRIP 750.....	76
3.7 Difractometria de raios-X.....	78
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	79
4.1 Caracterização dos materiais conforme recebidos.....	79
4.1.1 Análise metalográfica.....	79
4.1.2 Avaliação de dureza.....	81
4.1.3 Ensaios de tração.....	82
4.1.4 Difractometria de raios-X dos materiais conforme recebidos.....	83
4.2 Caracterização dos materiais tratados termicamente a laser.....	84
4.2.1 Alterações microestruturais provocadas pelo tratamento térmico.....	84
4.2.2 Alterações na dureza dos materiais.....	96
4.2.3 Mudanças nas propriedades mecânicas avaliadas por ensaios de tração	104
4.2.3.1 Análise da tenacidade, ductilidade e estrição.....	108
4.2.3.2 Perfilometria e avaliação da rugosidade.....	112
4.2.4 Difractometria de raios-X dos materiais após tratamento térmico.....	116
4.3 Comparação entre os efeitos dos tratamentos térmicos sobre os dois materiais de estudo.....	

	119
4.3.1 Influência dos parâmetros de processo sobre os resultados dos tratamentos térmicos, avaliados pela severidade de interação.....	121
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	124
5.1 Sugestões para trabalhos futuros.....	126
6. REFERÊNCIAS.....	128

## 1. INTRODUÇÃO

### 1.1 Considerações gerais

Os aços avançados de alta resistência são caracterizados pelo alto limite de resistência mecânica em comparação aos aços convencionais, e são de grande importância na indústria moderna, sobretudo na área da mobilidade (por exemplo, na obtenção em série de peças estruturais automobilísticas). Uma estimativa de um consórcio de empresas produtoras de aço, em nível mundial, denominado *WorldAutoSteel*, empenhado em desenvolver novos materiais siderúrgicos para a indústria automobilística, prevê que ainda antes da década de 2020, mais de um terço da estrutura, em massa, de um automóvel compacto, seja feito com estes tipos de materiais avançados, a um custo e impacto ambiental equivalentes ou menores do que os de cerca de cinco ou dez anos atrás (KEELER; KIMCHI, 2014). Porém, carros de outras classes superiores já utilizam estes materiais a estes níveis.

Algumas características destes tipos de aços podem ser melhoradas por meio de tratamento térmico, seja ele em toda a extensão do produto ou em partes específicas para as quais se deseja um dado comportamento mecânico. Neste caso, podem-se aliar qualidades desejáveis de resistência e ductilidade em partes específicas de uma peça, sem alterar outras regiões da mesma.

Estima-se que, para a estampagem de um aço avançado de alta resistência *dual phase*, um dos tipos de aço estudados neste trabalho, utilizando-se ferramental convencional, a força de compressão necessária seja 20% maior em comparação àquela necessária para aços micro-ligados (aços de baixo teor de carbono e baixos teores de elementos de liga) de mesma espessura, além de a conformação apresentar uma tendência maior ao efeito mola (tendência de um metal de retornar à sua forma inicial após sofrer deformação plástica). No caso de uma indústria com características de produção seriada, como a automobilística, isso é uma desvantagem (ARCELORMITTAL, 2008), pois leva ao desgaste prematuro no ferramental de produção. No sentido de se obter uma mitigação para este problema, pode-se utilizar um tratamento local tal que partes desejadas de uma chapa tenham suas características ajustadas antes de um processo de conformação, por exemplo. Outros tratamentos térmicos localizados podem levar também a outras características específicas.

O presente trabalho se propôs a obter parâmetros de processamento a laser tais que promovessem uma mudança local nos materiais, com o intuito de se oferecer uma ferramenta especializada para a indústria, considerando um ganho (por exemplo se traduzindo em menor

desgaste de ferramental de estamparia e menores forças de estampagem), caso um processo de tratamento térmico localizado fosse aplicado como etapa anterior à estampagem, em regiões específicas da peça a ser produzida por conformação mecânica. As informações a respeito deste tipo de interação, entre a radiação laser e os aços estudados aqui, são escassas, sobretudo com relação ao aço TRIP.

## 1.2 Objetivos

Neste trabalho se propôs a investigação experimental do efeito de um tratamento térmico local por radiação laser, uma forma controlada de adição de energia, em propriedades mecânicas e na microestrutura de dois aços avançados de alta resistência: o *dual phase* 600, que possui limite de resistência ao escoamento teórico mínimo de 350 MPa e limite de resistência à tração teórico mínimo de 600 MPa (KEELER; KIMCHI, 2014), e o aço *transformed induced plasticity* 750, que apresenta limite de resistência à tração teórico mínimo de 750 MPa. Além disso, foi proposta uma metodologia para permitir uma comparação entre os efeitos dos tratamentos a laser nos materiais.

## 1.3 Justificativas

A pressão pela diminuição da relação entre o peso próprio e a carga transportada (que representa em termos gerais a eficiência de determinado meio de transporte) tem levado ao desenvolvimento de novos materiais aplicáveis à construção de veículos. Também, a imposição de novas restrições legais com relação a emissões faz com que materiais que apresentam menor emissão de poluentes, em todo o seu ciclo de vida, levem vantagem com relação a outros como material de construção mecânica.

A principal característica dos aços avançados de alta resistência, tema deste trabalho, é a alta resistência específica, o que se traduz em estruturas mais leves para uma dada resistência requerida em comparação a outros tipos de materiais. Outra característica deste tipo de material é a alta capacidade de absorver energia sob impacto, o que o torna ideal para a fabricação de carrocerias automobilísticas, por exemplo. Em caso de acidente, carros produzidos com este tipo de material transmitem uma carga de impacto menor aos ocupantes, aumentando sua probabilidade de sobrevivência neste cenário. Por outro lado, algumas das características destes materiais, como por exemplo a sua capacidade de conformação plástica, podem ser melhoradas por meio de tratamentos térmicos adequados (NEUGEBAUER et al.,

2009). Mudanças nas características locais de aços avançados de alta resistência após processamento térmico a laser foram reportadas (NEUGEBAUER et al., 2009; ASADI et al., 2012; BAUMANN et al., 2012). Na maioria dos casos, porém, o objetivo era a avaliação de parâmetros de corte e soldagem, seja entre aços de mesmo tipo mas com classes de resistência diferentes (por exemplo *dual phase 600* e *dual phase 1000*), seja entre aços de alta resistência de tipo diferente (por exemplo *dual phase* e martensíticos). Além disso, estes trabalhos não apresentam de maneira completa todos os parâmetros de processo utilizados. Em geral a literatura sobre tratamentos térmicos localizados com radiação laser para estes aços ainda é incipiente. No caso do aço TRIP existe uma ainda maior escassez de informação. Este foi um dos motivos pelos quais o tema foi desenvolvido aqui.

Estudos sobre a soldagem de aços *transformed induced plasticity*, por exemplo, revelaram que um problema importante que surge durante o processo é a formação de trincas resultantes de altas taxas de resfriamento na junção (GRAJCAR et al., 2014). Neste sentido, um tratamento térmico localizado e sob medida, adequado à aplicação de processamento térmico a laser, pode melhorar o problema se feito antes e depois do processo de soldagem. Uma das contribuições do trabalho proposto aqui foi uma investigação mais aprofundada dos efeitos do tratamento térmico local sobre as propriedades mecânicas deste tipo de aço.

#### 1.4 Metodologia

Pretendeu-se neste trabalho estudar a influência do tratamento térmico local com adição de radiação laser nas características de dois tipos de aços avançados de alta resistência, o *dual phase 600* e o *transformed induced plasticity 750*.

Para que o objetivo do trabalho, ou seja, a promoção de transformações no estado sólido nos materiais, fosse alcançado, o roteiro a seguir foi adotado. O processo de tratamento térmico a laser foi inicialmente caracterizado para que se relacionassem os parâmetros de operação do equipamento com a energia adicionada aos materiais sendo tratados, e os efeitos físicos sobre estes. O limiar superior de adição de energia aos materiais deveria ser aquele responsável pela fusão superficial. Esquemas de tratamento térmico, resultando em níveis energéticos abaixo deste limiar, foram propostos e implementados, sendo que os resultados destes esquemas foram avaliados e discutidos.

A caracterização dos materiais, realizada a princípio nos materiais conforme recebidos do fornecedor, e após os tratamentos térmicos propostos, foi feita conforme os métodos a

seguir: ensaios de tração e microdureza Vickers para o levantamento das propriedades mecânicas, metalografia das amostras, e análise por difratometria de raios-X.

Para este trabalho de pesquisa foi utilizado um laser a fibra óptica dopada com itérbio, ou seja, um laser cujo meio ativo é sólido (laser de estado sólido), de alta potência (dois kW de potência nominal máxima). Os materiais foram fornecidos por indústria siderúrgica nacional, participante do consórcio *WorldAutoSteel*.

### 1.5 Estrutura da Dissertação

Para a apresentação deste trabalho foi utilizada a estrutura a seguir. No Capítulo dois foi feita uma revisão da literatura acerca do tema, inicialmente posicionando-se a categoria dos materiais estudados (aços avançados de alta resistência) no universo dos materiais metálicos compreendendo a importante família das ligas ferro-carbono. Discorreu-se também, mais especificamente, sobre os dois materiais estudados e suas principais características. A seguir uma breve descrição de equipamentos, princípios de operação e do próprio efeito laser foi feita, com foco na aplicabilidade desta tecnologia no processamento de materiais. Também uma breve explanação sobre a interação entre a radiação laser e os materiais metálicos foi apresentada. Finalmente uma revisão dos últimos estudos realizados acerca do processamento térmico a laser de aços avançados de alta resistência foi feita, para que adequadamente se delimitasse a abordagem proposta no trabalho e sua contribuição no estudo dos temas propostos.

No Capítulo três apresentou-se a metodologia utilizada no trabalho de pesquisa, incluindo informações completas sobre como o processo de tratamento térmico a laser foi realizado nas amostras de estudos dos dois materiais, e os equipamentos e técnicas utilizados.

No quarto Capítulo se apresentaram de forma sistemática os resultados e as discussões respectivas, obtidas através da pesquisa realizada, e no quinto Capítulo as principais conclusões obtidas foram sintetizadas, com a inclusão de proposições para a realização de trabalhos futuros na área. As referências utilizadas para a elaboração deste trabalho de pesquisa estão incluídas adequadamente no Capítulo seis.



## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Aços

Uma liga binária metálica (material que envolve dois componentes) de extrema importância na sociedade moderna é representada pelo sistema ferro-carbono. O aço pode ser moldado para assumir formas de vigas maciças, chapas, fios e outras, sendo também imprescindível na composição do concreto armado, importante material da construção civil.

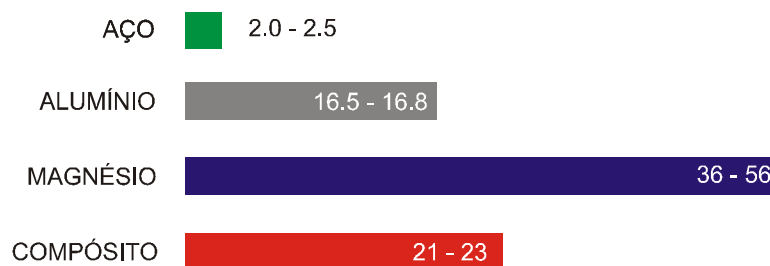
O aço é definido como uma liga de ferro e carbono, contendo geralmente de 0,008% até aproximadamente 2,11% de carbono (além de certos elementos residuais provenientes do processo produtivo) (CHIAVERINI, 1990). Não existem, porém, jazidas de ferro puro na crosta terrestre, apenas reservas deste material combinado a outros elementos. Consta que a exploração sistemática de jazidas de minério de ferro já ocorria no Oriente Médio em cerca de 1500 a.C. Com o passar do tempo, porém, o homem aprendeu a introduzir novos elementos químicos nestas ligas de ferro, com o intuito de obter materiais de construção mecânica com determinadas características desejáveis. Por exemplo, na atualidade se pode obter uma fita de serra de aço dura o suficiente para cortar outros materiais e também aços de menor resistência. A partir de 1856, o ferro foi obtido de maneira economicamente viável, com a entrada em operação do conversor Bessemer, aplicável ao processo de produção a partir do seu minério. A indústria de transformação dos minérios de ferro nos diversos tipos de aço (a siderurgia, derivada do grego *síderos*, que significa ferro) é tão importante na idade contemporânea que é um dos parâmetros para a avaliação do nível de desenvolvimento de um país (CHIAVERINI, 1990).

A partir da fusão do minério de ferro (rico em carbono) e a posterior redução deste teor de carbono pela introdução de ar ou oxigênio na reação, e uma possível adição de elementos de liga, o aço é transformado, na própria usina siderúrgica, em produtos acabados ou semi-acabados como lingotes, chapas, barras, entre outros, obtidos por processos de fundição, laminação ou forjamento.

Mesmo com a introdução de novos materiais de construção mecânica ou o aperfeiçoamento dos materiais já desenvolvidos pelo homem, o aço continua sendo um material de grande importância na construção mecânica, devido a seu relativo baixo custo, menor emissão de gases nocivos ao meio ambiente durante seu ciclo de vida, e boas características de com relação à facilidade de obtenção de peças para a produção em série

(KEELER; KIMCHI, 2014). Com a introdução, no mercado da mobilidade, de projetos de elementos estruturais avançados (por exemplo, peças obtidas por hidroformação, que é a conformação de um material contra um molde através de uma alta pressão hidráulica), uma estrutura feita em aço pode competir com uma de alumínio, material conhecido por aliar alta resistência mecânica à baixa densidade, em termos de massa. Com relação à emissão de gases poluentes, uma grande preocupação da sociedade moderna com relação aos sistemas produtivos, a Figura 1 mostra uma comparação entre alguns materiais de construção mecânica usuais e o aço para este fator, para a sua obtenção primária. Pode-se notar que os aços geram menor quantidade de gases de efeito estufa em sua produção. Os aços avançados de alta resistência, objetos deste estudo, estão incluídos na categoria “aços”, pois a diferença entre a emissão destes materiais e os aços convencionais é muito pequena. Já o compósito considerado é um material comum na indústria da mobilidade.

Figura 1 – Média de emissão de gases de efeito estufa na produção primária de alguns materiais, em kg CO<sub>2</sub>/kg de material produzido



Notas:

Para aço e alumínio se consideram todas as composições  
 A diferença entre os aços convencionais e os AHSS é estimada em 5%  
 O compósito considerado é o polímero reforçado por fibra de carbono

Fonte: adaptado de (KEELER; KIMCHI, 2014)

### 2.1.1 Comportamento microestrutural em aços

Uma representação usual de um material binário, como o aço, é um diagrama que apresenta como variáveis a temperatura e a composição, considerando-se uma pressão fixa de referência (normalmente a pressão atmosférica) (ION, 2005). Este tipo de diagrama é muito útil para a representação da formação e transição das fases e formação de microestruturas

(componentes que formam um material, observáveis ao microscópio), o que ocorre normalmente por resfriamento da liga a partir de sua fusão.

Uma fase é, por definição, uma porção de um sistema (por exemplo, uma liga metálica de dois elementos) com características físicas e químicas uniformes (CALLISTER, 2013). As microestruturas, para uma liga metálica, são caracterizadas pelo número de fases presentes, suas proporções, e a maneira como as quais estão arrançadas do ponto de vista de uma observação microscópica (com grãos de dimensão da ordem do milésimo de milímetro).

Os diagramas de fase mostram a microestrutura de dado material não puro, conforme é variada a proporção entre os elementos constituintes e a temperatura. Assim pode-se prever o comportamento dos materiais sob condições fora do equilíbrio, por exemplo, como no caso do resfriamento rápido de uma liga tratada termicamente. Existe uma grande correlação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas de um material (CALLISTER, 2013).

Estes diagramas são uma combinação entre diagramas para soluções sólidas com reações eutéticas (decomposição isotérmica de uma fase líquida em duas sólidas durante a solidificação e reação inversa na fusão) e peritéticas (reação envolvendo três fases em equilíbrio) para uma dada faixa de composição. Podem ser usados para avaliação de transformações de fase durante ciclos térmicos, para os quais se podem inferir as modificações sob condições de não equilíbrio (CALLISTER, 2013).

No caso de transformações fora do equilíbrio (nas quais se considera que não há tempo suficiente para que os mecanismos de transformação ativados termicamente ocorram em plenitude), a cinética das transformações deve ser considerada. Os diagramas que indicam estes tipos de transformações fora das condições de equilíbrio são os do tipo tempo-temperatura-transformação (TTT) representando o tempo necessário para a formação de diversas fases em ligas, quando submetidas a tratamentos térmicos.

No caso do sistema ferro-carbono, um diagrama de equilíbrio deveria conter, obviamente, toda a faixa de composição (ou seja, de porcentagem zero a cem por cento de carbono). Porém, usualmente se representa este diagrama desde zero até 6,70% de carbono, considerado como limite porque na prática todos os ferros fundidos e aços para emprego em engenharia possuem teores inferiores a este de carbono em sua composição. Os aços objeto de estudo deste trabalho são denominados hipoeutetóides, ou seja, aqueles que contêm em sua composição uma porcentagem máxima de carbono de 0,77%.

O composto com a específica concentração de carbono de 6,70% é a microestrutura denominada cementita ou carbeto de ferro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Carbetos são compostos de dois elementos químicos em que um deles é o carbono e o outro é o elemento mais positivo da molécula. Já o

ferro puro apresenta duas mudanças de estrutura antes de se fundir. Sua forma estável à temperatura ambiente é chamada de ferrita ou ferro  $\alpha$ , que tem uma estrutura cristalina do tipo cúbica de corpo centrado (arranjo atômico no qual existe um átomo em cada vértice do cubo representando uma célula unitária do material, além de um átomo no centro deste cubo). A ferrita é magnética e é muito dúctil e tenaz. Porém, a partir da temperatura de 912°C até a temperatura de 1394°C, a estrutura se converte em austenita ou ferro  $\gamma$ , que tem estrutura cristalina do tipo cúbica de face centrada (arranjo atômico no qual existe um átomo em cada vértice do cubo representando uma célula unitária do material, além de um átomo no centro de cada face deste cubo) e não é magnética. A partir desta temperatura, a austenita se reverte a uma fase do tipo cúbica de corpo centrado novamente, conhecida como ferrita  $\delta$ , fundindo-se a 1538°C.

A ferrita pode se apresentar em aços em várias formas, por exemplo grãos poligonais e agulhas em no interior dos contornos de grãos. A perlita, por sua vez, é uma microestrutura que pode estar presente nos aços e que é composta de ferrita e finas linhas de cementita, sendo produto de uma transformação da austenita. A bainita é outra microestrutura que pode se apresentar em aços, também resultado da transformação austenítica, constituída por cementita em forma de finíssimas agulhas em uma matriz de ferrita; porém pode apresentar a cementita em forma de placas. Apresenta características de dureza e resistência intermediárias entre a ferrita e a martensita, podendo se tornar uma alternativa para a melhora da tenacidade de um produto siderúrgico (ABDALLA et al., 2004). A bainita pode ser dividida, conforme observação ao microscópio, em superior, formada na faixa entre 300 e 400 °C (na forma de ripas paralelas ou agulhas de ferrita separadas por partículas alongadas de cementita) e inferior, formada entre 200 e 300 °C (composta por ferrita em placas finas com pequenas partículas de cementita, na forma de lâminas finas) (ABDALLA et al., 2004).

A martensita, por sua vez, pode se formar quando ligas de ferro e suficiente porcentagem de carbono austenitizadas são rapidamente resfriadas até a temperatura ambiente e é muito dura. Para aços de baixo teor de carbono, objeto deste trabalho, a martensita se apresenta normalmente em forma de ripas quando observada ao microscópio, mas pode se apresentar também na forma de agulhas. Normalmente, nestes tipos de aços, as ripas ou agulhas podem vir agrupadas (conforme sua orientação) na forma de pacotes (ABDALLA et al., 2004).

A austenita gerada com o aquecimento dos aços, se resfriada sob condições de baixa velocidade de resfriamento, transforma-se em ferrita e perlita, sendo que a taxa de resfriamento afeta esta reação. Conforme aumenta esta velocidade de resfriamento, porém, há um aumento no limite de resistência à tração do material produzido. Se a taxa de resfriamento

ultrapassa um valor crítico, porém, a transformação de austenita em ferrita e perlita é parcial. A austenita fica retida a temperaturas mais baixas.

Normalmente chama-se de têmpera o resfriamento sob altíssimas velocidades a partir de um material austenitizado. Se a austenita é retida abaixo de uma determinada temperatura, forma-se a martensita. Esta reação não é dependente do tempo, mas somente da temperatura alcançada pela austenita. Quanto mais baixa a temperatura alcançada após a austenitização, maior a porcentagem de martensita formada.

Uma discussão mais aprofundada sobre a influência de parâmetros como a velocidade de resfriamento e as temperaturas alcançadas, na formação de microestruturas a partir da solidificação de aços, está apresentada na seção 2.3.

## 2.2 Aços avançados de alta resistência

Aços para emprego em construção mecânica podem ser classificados segundo diversos critérios. Um deles é uma designação que leva em conta a metalurgia do material e informações sobre o seu processo de obtenção: neste caso podemos citar os aços de baixo carbono livre de elementos intersticiais (*Interstitial Free*, IF) e aços doces (*Mild*), aços ao carbono e manganês (*CMn*), aços endurecíveis ao forno (*Bake Hardenable*, BH), aços de baixa liga e alta resistência (*High Strength, Low Alloy*, HSLA), e os aços avançados: aços dupla fase (*Dual Phase*, DP), aços com plasticidade induzida por transformação (*Transformation Induced Plasticity*, TRIP), aços com plasticidade induzida por maclação (*Twining Induced Plasticity*, TWIP), aços ferríticos-bainíticos (*Ferritic-bainitic*, FB), aços de fases complexas (*Complex Phase*, CP), e aços martensíticos (*Martensitic*, MS)(KEELER; KIMCHI, 2014).

Um segundo método de classificação está relacionado à resistência dos aços. Neste sentido, podemos classificar os aços como de baixa resistência (os aços doces e os IF), os aços convencionais de alta resistência (*CMn*, BH e HSLA), e os aços avançados de alta resistência (DP, TRIP, TWIP, FB, CP e MS). Os objetos de estudo deste trabalho são os aços avançados de alta resistência DP 600 e TRIP 750, como mencionado anteriormente.

Neste trabalho considera-se o limiar de 210 MPa para o limite de escoamento, para que um aço seja considerado de alta resistência (SCHAEFFLER, 2004). Já um aço avançado de alta resistência pode ser classificado como aquele que possui uma combinação de limite de escoamento maior do que 300 MPa e limite de resistência à tração maior do que 600 MPa (KUZIYAK, WAENGLER, 2008), que é caso dos materiais estudados neste trabalho.

O desenvolvimento dos aços avançados de alta resistência, resultado do consórcio *WorldAutoSteel*, visava o projeto de uma carroceria automotiva que aliasse segurança a desempenho, utilizando métodos de fabricação, montagem e união convencionais (como por exemplo, estamparia e soldagem).

Um dos motivos para o estabelecimento do referido consórcio é a imposição de padrões mais restritivos para emissões, economia de combustível e segurança para a indústria da mobilidade em geral, por meio das autoridades, o que leva os fabricantes a demandar aços com alta resistência mecânica e boa capacidade de serem transformados em peças, mas apresentando um preço e peso aceitáveis para produção seriada. Adicionalmente, os métodos de união convencional devem poder ser aplicáveis a estes materiais, de forma competitiva com relação ao aços convencionais.

O primeiro programa executado pelo consórcio foi o *Ultralight Steel Auto Body* (ULSAB, de 1994), sigla que também denominava o consórcio. Atualmente esta associação de fabricantes se denomina *World Auto Steel*. Diversos tipos de aços foram desenvolvidos, incluindo-se os DP e os TRIP, que são especialmente aplicáveis para a produção de partes construtivas de veículos que demandem alta absorção de energia de impacto (KEELER; KIMCHI, 2014).

Um dos princípios aplicáveis ao desenvolvimento destas novas classes de aços é o de que a deformação plástica durante o processamento primário do material pode levar à transformações de fases (por exemplo levando a austenita presente no material a se transformar em martensita quando da aplicação de níveis de deformação adequados) (KANTOVISCKI, 2005).

Os aços avançados de alta resistência apresentam uma grande zona de deformação, que é representada por uma grande área sob um diagrama tensão-deformação obtido em um ensaio de tração convencional. Para um veículo, isso é um indicativo de que peças estruturais fabricadas com estes materiais têm a capacidade de absorver muita de energia num impacto, o que é desejável para a indústria da mobilidade. Assim, rapidamente os fabricantes de veículos (principalmente automotores) passaram a introduzir estes materiais em seus produtos. Por exemplo, o Ford Fusion ano 2013 produzido nos Estados Unidos da América tem uma estrutura básica formada por cerca de 30% em massa feita de aços do tipo *dual phase*. (MORGANS, 2012).

Já a indústria automobilística nacional atualmente utiliza em torno de 10% da massa total de um automóvel sedã médio (30 a 60 kg, considerando a carroceria sem os fechamentos, como portas) em aços avançados de alta resistência. Com a total implementação

do programa Inovar-Auto, Programa de Incentivo à Inovação Tecnológica e Adensamento da Cadeia Produtiva de Veículos Automotores, lançado pelo governo brasileiro em 2012, espera-se que estes percentuais cheguem a valores em torno de 30% em cinco anos (NETTO, 2015).

Com relação ao aspecto da capacidade de um material ser usado industrialmente na produção de peças seriadas, normalmente um aumento do nível de resistência de um produto siderúrgico leva a uma inevitável redução de sua deformação total, e por conseguinte, das suas características de conformabilidade.

A pesquisa objetivando a obtenção de microestruturas específicas pôde levar a uma minimização da perda de ductilidade, mesmo sob níveis mais altos de resistência mecânica (GORNI, 2008). De fato, um meio de se aliar uma boa ductilidade a uma resistência mecânica adequada em aços é a formação de microestruturas mais complexas do que as ferríticas ou ferrítico-perlíticas que se encontram normalmente em aços com baixos teores de carbono. Esse foi o principal objetivo do consórcio de empresas produtoras dos aços citado.

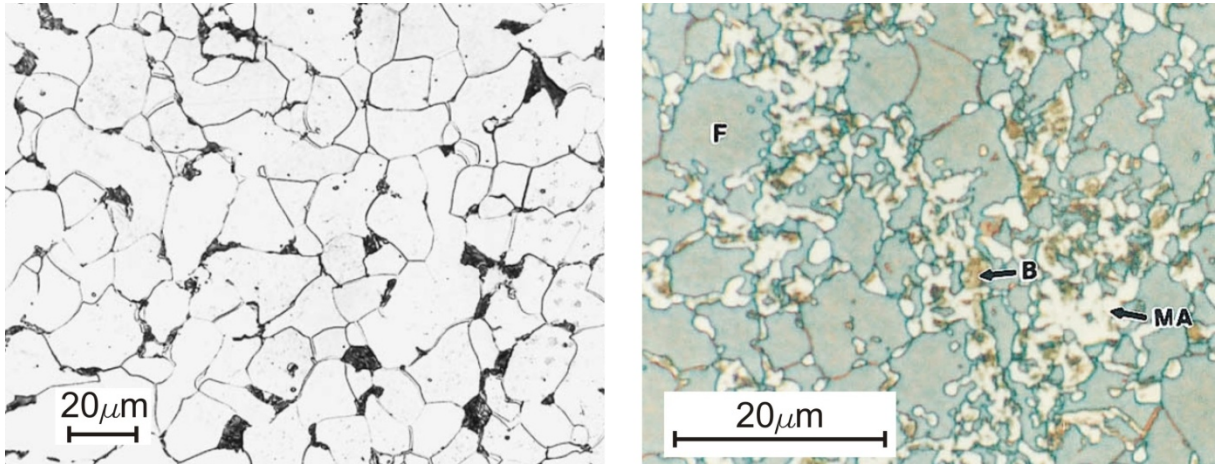
Os aços avançados de alta resistência são do tipo multifásicos (que contêm em sua microestrutura mais do que duas fases), que podem conter ferrita, martensita, bainita e austenita retida, dependendo do tipo de processamento e dos elementos de liga presentes (NIGRI, 2008).

Porém, as peças estampadas em aços avançados de alta resistência tendem a apresentar defeitos considerados inaceitáveis para os produtos, além de necessitar de forças maiores para a obtenção da estamparia.

Um dos motivos é a tendência de se utilizarem menores espessuras de chapa para este tipo de material, o que leva a uma tendência de aparecimento de defeitos de produção em estamparia. Além disso, a tendência a um efeito mola para uma peça estampada é maior devido à alta resistência mecânica associada a estes materiais.

A Figura 2 mostra a comparação entre as microestruturas presentes um aço comum de baixo carbono (SAE 1010), à esquerda, e as presentes em um aço avançado de alta resistência, à direita. A microestrutura do aço SAE 1010 consta de uma matriz clara de ferrita, e grãos mais esparsos de perlita. Já a microestrutura de um aço avançado de alta resistência se apresenta de forma mais complexa, demonstrando a natureza multifásica deste material, que neste caso apresenta quatro fases: uma matriz ferrítica (indicada na imagem pela sigla *F*), uma pequena fração de bainita (indicada por *B*), e grãos de martensita e austenita retida (indicados por *MA*) que, mesmo com o uso de técnicas de metalografia colorida, são indistinguíveis entre si.

Figura 2 – Comparação entre as microestruturas em um aço comum (SAE 1010, à esquerda), e em um aço avançado de alta resistência (à direita, um aço TRIP)



Fonte: adaptado de (BRAMFITT, BENSCOTER, 2002), à esquerda, e de (GIRAULT et al., 1998)

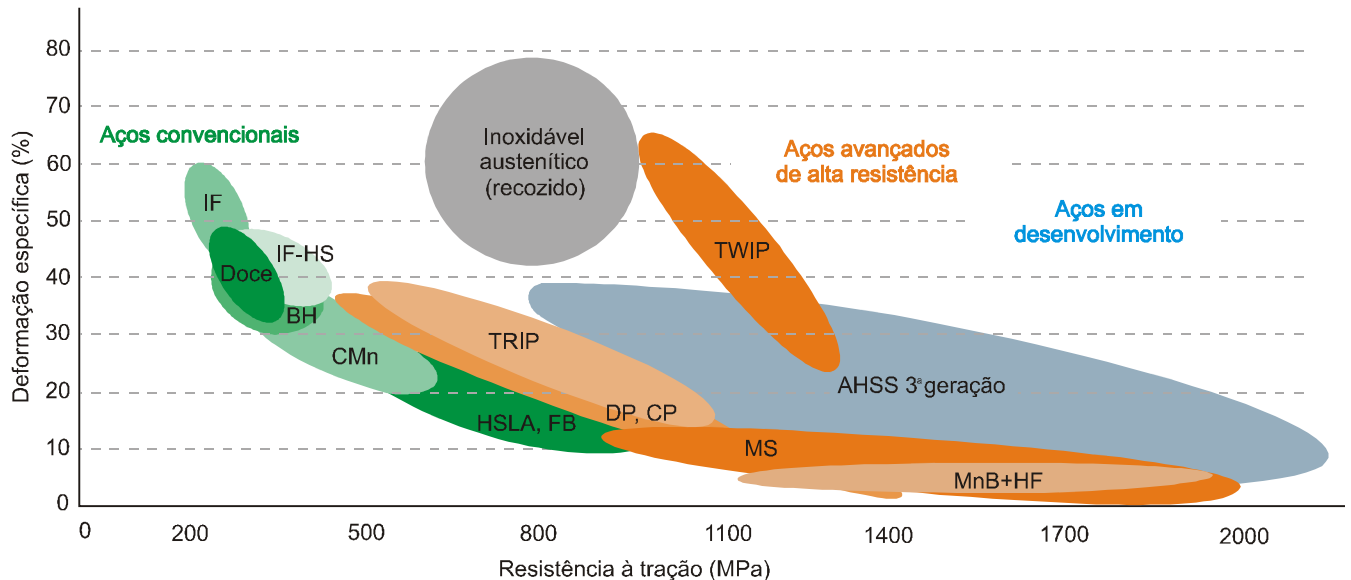
A Figura 3, por sua vez, relaciona propriedades de resistência mecânica e ductilidade para diversos tipos de aços. A deformação específica é uma característica diretamente relacionada à capacidade de um aço de ser transformado em peças por conformação a frio (por exemplo por estampagem). Nesta figura representam-se os aços convencionais em verde, os aços avançados de alta resistência em laranja e os aços em desenvolvimento em azul. Pode-se notar que o consórcio *World Auto Steel* já trabalha no desenvolvimento da terceira geração de aços avançados de alta resistência. Ainda conforme a figura, nota-se que os aços inoxidáveis austeníticos, representados em cinza, seriam os ideais na associação de características desejáveis de resistência e ductilidade. Porém, seus preços ainda são muito elevados para aplicação maciça na indústria.

Conforme mencionado, a principal diferença entre os aços de alta resistência convencionais e os avançados é a microestrutura de cada um. Os aços convencionais de alta resistência são do tipo fase única com potencial para formar um pouco de perlita no caso de aços carbono-manganês. Já os aços avançados de alta resistência apresentam microestrutura que contém uma fase diferente da ferrita, perlita ou cementita. Estas outras fases podem ser martensita, bainita, e austenita, em quantidades tais que se possam apresentar características mecânicas únicas. Alguns tipos destes aços avançados podem apresentar características de endurecimento por deformação desejáveis, outros apresentam altos valores de deformação específica, e ainda outros podem apresentar características que permitem o endurecimento ao



forno. Todos os aços avançados de alta resistência são obtidos através do controle adequado das transformações da austenita ou da combinação de austenita e ferrita, combinando ciclos adequados de resfriamento e deformação (KEELER; KIMCHI, 2014).

Figura 3 – Representação das propriedades de resistência mecânica e ductilidade de diversas classes de aços



Fonte: adaptado de (KEELER; KIMCHI, 2014)

Em resumo, os aços estudados neste trabalho podem ser descritos como sendo multifásicos, incorporando uma ou mais fases mais duras em uma matriz macia de ferrita em sua microestrutura (OLIVER, JONES, FOURLARIS, 2007).

### 2.2.1 O aço *dual phase* (DP)

A microestrutura dos aços DP apresenta uma matriz ferrítica (cerca de 80% da composição) associada à martensita como segunda fase, na forma de ilhas (GORNI, 2008). Conforme se aumenta a fração em volume da segunda fase, há geralmente um aumento da resistência do material. Dependendo do processo produtivo, pequenas porções de outras fases (bainita e austenita retida) podem se apresentar, sendo que, a despeito da denominação, tecnicamente os aços DP são classificados como multifásicos. Normalmente se produz este tipo de aço através do resfriamento controlado da fase austenita (em produtos laminados a quente), ou da fase dupla ferrita e austenita (no caso de produtos produzidos por recozimento

contínuo e laminados a frio e galvanizados a quente), para transformar uma parte da austenita em ferrita antes que um resfriamento rápido transforme a austenita que restou em martensita. No caso da necessidade de uma resistência maior a trincas em aços estirados, com uma determinada composição e tipo de processo obtêm-se maiores porcentagens de bainita (KEELER; KIMCHI, 2014).

O aquecimento rápido durante a produção da tira leva a uma microestrutura austenítico-ferrítica, e este aquecimento é mantido por um certo tempo, após o qual ocorre um resfriamento rápido por têmpera. A temperatura de têmpera é de acordo com o nível de resistência desejado no produto final. Temperaturas maiores levam à retenção maior de austenita na estrutura, que é transformada em martensita no resfriamento rápido. Manganês, cromo e molibdênio são adicionados para que se garanta uma capacidade desejada de endurecimento tal que a austenita se transforme em martensita. A resistência do produto final depende da fração e da dureza da martensita presente na sua microestrutura, e as propriedades mecânicas variam conforme a fração volumétrica de martensita e o tamanho de grão de ferrita (LONG; KHANNA, 2007).

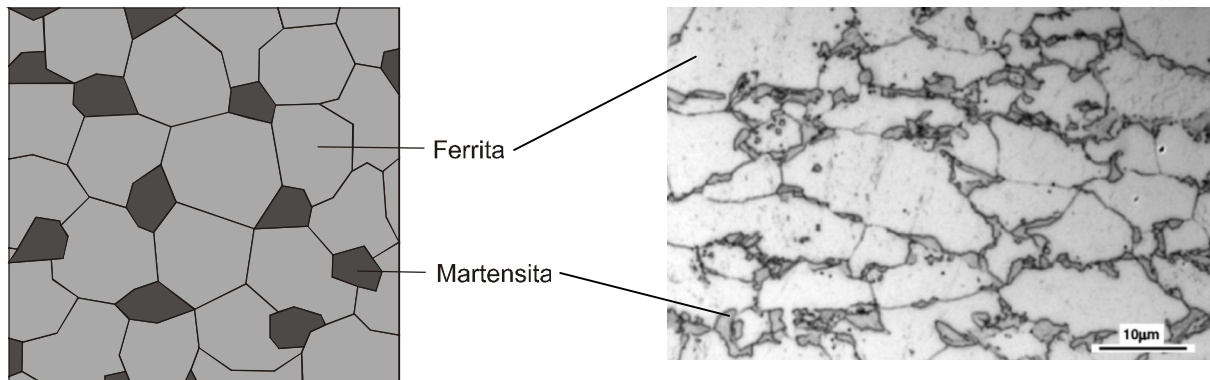
O carbono presente neste tipo de aço permite a formação de martensita em situações normais de resfriamento, capacidade esta que pode ser intensificada pela adição de elementos como os já mencionados manganês, cromo, molibdênio, além de vanádio e níquel, seja individualmente ou combinados (KEELER; KIMCHI, 2014).

A microestrutura do aço DP pode ser caracterizada em termos de tamanho dos grãos de ferrita, deformação específica do grão de ferrita e fração em volume das fases constituintes (OLIVER, JONES, FOURLARIS, 2007).

A Figura 4 mostra um esquema da microestrutura de um aço DP, mostrando suas características ilhas de martensita presentes em uma matriz ferrítica, além de uma micrografia de uma amostra deste tipo de aço. Dado que a matriz ferrítica é basicamente contínua, este tipo de aço apresenta uma excelente ductilidade para a sua classe de resistência.

Quando solicitado mecanicamente, este aço apresenta uma concentração de deformação na fase macia (ferrita). Assim, quando da solicitação mecânica, é esta fase que concentra a maior deformação e cria uma alta taxa de encruamento. Em adição a este encruamento, a excelente capacidade de deformação confere a este aço um limite de resistência à tração maior do que outros aços convencionais com limite de elasticidade próximos (SPEER; MATLOCK, 2005).

Figura 4 – Esquema de microestrutura do aço DP (à esquerda) e micrografia de uma amostra deste aço (DP 600)



Fonte: adaptado de (KEELER; KIMCHI, 2014)(esquerda) e (OLIVER, JONES, FOURLARIS, 2007)

### 2.2.2 O aço *transformed induced plasticity* (TRIP)

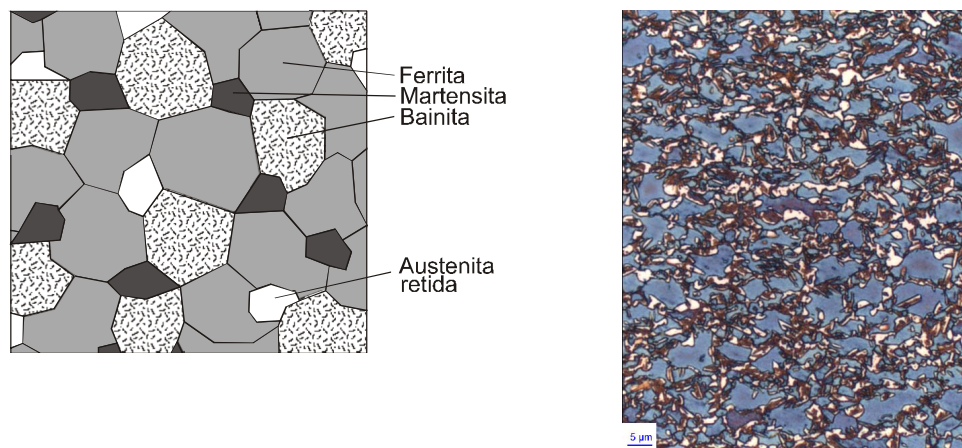
Apesar de o efeito do aumento da resistência induzido pela transformação de austenita retida na estrutura de alguns tipos de aço em martensita, por deformação mecânica, ter sido relatado na Alemanha na década de 1930 (ANAZAWA, 2007), a viabilidade do fenômeno à temperatura ambiente foi descrita apenas na década de 60 (ZACKAY et al., 1967). Porém, nesta época a porcentagem dos elementos de liga era muito alta, o que limitou a aplicação em escala industrial deste material. O efeito TRIP resulta da transformação martensítica a partir da austenita, transformação esta que é um mecanismo de endurecimento por deformação que evita a ocorrência de deformações locais, o que determina um aumento de deformação uniforme e aumento da taxa de encruamento.

Assim, na década de 1980 sugeriu-se que o efeito TRIP poderia ser observado em aços de baixa liga, desde que houvesse uma quantidade mínima de austenita retida na microestrutura. Nos anos 1990 o efeito TRIP foi estudado para aços multifásicos de baixa liga com concentrações maiores de silício e manganês. Estes aços foram denominados de aços assistidos pelo efeito TRIP (MATSUMURA; SAKUMA; TAKECHI, 1992)(TSUKATANI; HASHIMOTO; INOUE, 1991)(HANZAKI; HODGSON; YUE, 1997). Então, sucessivas evoluções no desenvolvimento destes materiais levaram ao desenvolvimento dos chamados aços TRIP modernos, do tipo multifásicos de baixa liga, mas com concentrações maiores de silício e manganês em relação aos materiais originalmente desenvolvidos. Dado o menor

custo destes elementos de liga, a aplicabilidade destes materiais pôde ser aumentada (HANZAKI; HODGSON; YUE, 1997).

Os aços produzidos por plasticidade induzida por transformação apresentam, em sua microestrutura, austenita retida em uma matriz de ferrita. Em adição a um mínimo de cinco por cento de em volume desta austenita, fases duras como martensita e bainita também estão presentes em composições variáveis. Normalmente o processamento deste tipo de aço requer um certo período de tempo a uma temperatura intermediária antes do resfriamento, que produz um pouco de bainita (KEELER; KIMCHI, 2014). Quanto maior a quantidade de silício e carbono na composição deste aço, maior o volume de austenita retida na microestrutura final. A Figura 5 mostra a representação da microestrutura de um aço TRIP, além de uma micrografia de uma amostra deste tipo de aço.

Figura 5 – Esquema de microestrutura do aço TRIP (à esquerda) e micrografia de uma amostra deste aço (TRIP 780)



Fonte: adaptado de (KEELER; KIMCHI, 2014)(esquerda) e (ARCELORMITTAL, 2008)

Durante a deformação, a dispersão das fases mais duras na ferrita macia cria uma alta taxa de endurecimento por deformação, como nos aços DP. Porém, no caso do aço TRIP a austenita retida também se transforma progressivamente em martensita. Os aços TRIP apresentam quantidades maiores de carbono em relação aos DP, para que se obtenha uma estabilização da fase austenita retida à temperatura ambiente. Porcentagens maiores de silício ou alumínio, ou uma combinação destes, podem acelerar a formação de ferrita e bainita. Estes elementos auxiliam na manutenção da quantidade ideal de carbono dentro da austenita retida. Adicionalmente estes elementos auxiliam no retardo da precipitação de carbeto na região da bainita (NIGRI, 2008).

O processo mais desenvolvido para obtenção dos aços do tipo TRIP é por tratamento térmico posterior à laminação a frio conforme descrito a seguir (NIGRI, 2008). Primeiramente o aço sofre um recozimento na faixa de 780 a 800 °C, seguido de um resfriamento controlado. Assim a austenita transforma-se primeiramente em ferrita e, após um tratamento isotérmico a 400 °C, a austenita se transforma em bainita, e o resfriamento posterior é feito ao ar.

O nível de deformação a partir do qual a austenita retida começa a se transformar em martensita é controlado pelo ajuste dos teores de carbono no material (KEELER; KIMCHI, 2014). Para níveis mais baixos deste elemento, a transformação começa quase imediatamente após a deformação, aumentando a taxa de endurecimento por trabalho a frio e a facilidade de conformação durante um processo de estampagem, por exemplo. Para maiores teores de carbono, por outro lado, a austenita retida é mais estável e somente começa a se transformar sob taxas de deformação maiores do que aquelas utilizadas na conformação a frio do produto, ou seja, existe uma fração de austenita retida no produto final. Isso é importante, por exemplo, para elementos estruturais de automóveis, pois a alta taxa de endurecimento por trabalho a frio em caso de impacto fornece uma ótima capacidade de absorção de energia em um evento como este. Durante a obtenção do material, portanto, é importante que nem toda a austenita retida seja transformada, já que uma parte deve estar presente no caso do material para aplicação prática, pois aumenta a capacidade de o material absorver energia no caso de um impacto.

Os aços TRIP têm, portanto, uma microestrutura complexa que associa a ferrita, a bainita e uma determinada fração de austenita retida, que é gerada após um determinado ciclo de tratamento térmico.

As propriedades aliadas úteis (resistência e ductilidade) são resultado do endurecimento por solução sólida, refinamento de grão e endurecimento por precipitação, além da presença de fases mais duras e outras macias em diferentes tamanhos de grão. As propriedades são controladas pela distribuição, fração, tipo e tamanho das fases presentes (UTHAISANGSUK; PRAHL, BLECK, 2007). Conforme mencionado, a transformação bainítica durante o tratamento isotérmico é incompleta, o que gera um nível de retenção de austenita na microestrutura final.

A porcentagem de ferrita é determinada durante a laminação e o recozimento. Já as quantidades de austenita retida e bainita dependem da cinética da transformação bainítica do processo utilizado e da estabilidade da austenita retida. A escolha do tempo para a reação bainítica depende de fatores como composição química, temperatura utilizada e tamanho de grão da austenita original (NIGRI, 2008). Durante o resfriamento até a temperatura ambiente,

a austenita pode ser transformada em martensita sem a necessidade de deformação, caso não seja enriquecida de carbono o suficiente.

Os aços TRIP apresentam uma melhor relação entre resistência mecânica e ductilidade em relação aos aços DP de resistência similar, ao mesmo tempo que apresenta maiores quantidades de carbono, silício e alumínio como elementos de liga. Silício, aliado ou não ao alumínio, é usado para agir como reforçador da solução sólida, mas primariamente para prevenir a precipitação de carbeto durante a formação de bainita, da mesma forma que na siderurgia dos aços *dual phase* (OLIVER, 2007; KHAN et al., 2012).

As propriedades mecânicas de aços multifásicos do tipo TRIP são assim determinadas não somente pela transformação de austenita retida por deformação, mas também pelas características e interações das fases presentes. Nestes materiais, a ferrita poligonal e a bainita são responsáveis pela boa combinação entre ductilidade e resistência mecânica (TIMOKHINA et al., 2004).

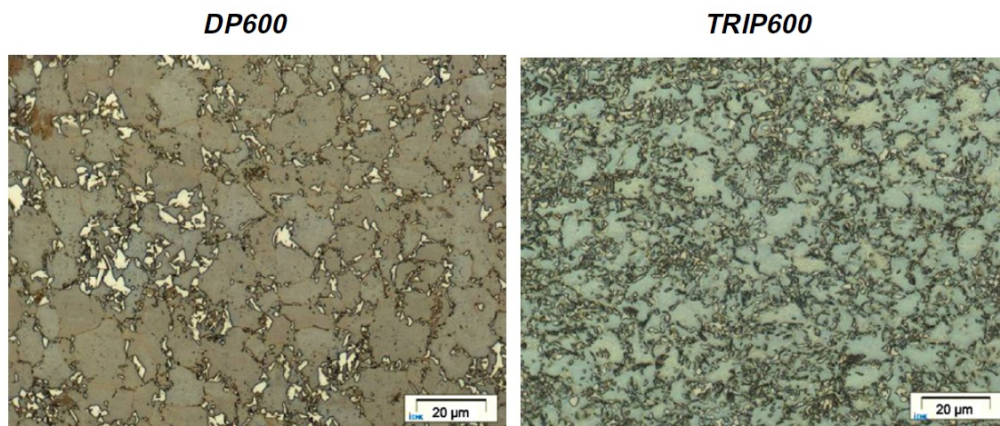
### 2.2.3 Breve comparação entre os aços DP e TRIP

A baixa razão entre o limite de resistência à tração e o escoamento em aços DP pode ser atribuída à mudança volumétrica da austenita em martensita quando da têmpera a partir da região da temperatura intercrítica em um diagrama de equilíbrio para a liga (temperaturas entre as temperaturas críticas superior e inferior) (OLIVER, JONES, FOURLARIS, 2007). Essa transformação causa deformação na matriz ferrítica, introduzindo discordâncias na ferrita e na interface entre ferrita e martensita devido à expansão de volume associada à transformação. O escoamento ocorre facilmente a baixas taxas de deformação dentro da ferrita devido à abundância destas discordâncias e alta tensão residual. Durante a deformação, o movimento destas discordâncias primeiramente resulta em uma tensão baixa de escoamento, e, após isso, a densidade destas discordâncias rapidamente aumenta, requerendo tensões adicionais para que a deformação continue, resultando em ótimas propriedades de endurecimento por deformação. Similarmente aos aços DP, os aços TRIP combinam altos valores de tensões residuais e uma alta densidade de discordâncias para exibir também baixos valores de limite de resistência ao escoamento. Porém, conforme mencionado, para uma mesma classe de resistência, os aços TRIP apresentam melhor ductilidade do que os DP. Isso pode ser atribuído à geração de maiores tensões e deslocamentos nos grãos de ferrita e na interface entre esta e a bainita, conforme a austenita retida presente no material de transforma em martensita durante a deformação. O rápido aumento na densidade das discordâncias por

unidade de deformação é o que leva os aços TRIP a apresentarem um grande aumento na sua taxa de endurecimento por deformação. Como esperado, a resistência à tração para ambos os materiais aumenta conforme aumenta a quantidade de segundas fases mais duras, como bainita e martensita (OLIVER, JONES, FOURLARIS, 2007). Verifica-se o benefício da quantidade de austenita retida em aços TRIP, com relação à suas propriedades de absorção de impacto, o que ocorre pela transformação da austenita retida em martensita. Em geral, os aços TRIP também tendem a absorver mais energia de impacto com relação aos aços DP. Em adição, os aços TRIP apresentam melhores propriedades com relação à possibilidade de serem conformados, oferecendo melhores soluções para geometrias de peças estampadas mais complexas.

Uma comparação entre as microestruturas dos aços DP 600 e TRIP 600 está apresentada na Figura 6. O aço DP apresenta uma porcentagem de 73% de ferrita e uma porcentagem de martensita de 27% (UTHAISANGSUK; PRAHL; BLECK, 2011). Já o aço TRIP apresenta 75% de ferrita, 15% de austenita retida e 10% de bainita.

Figura 6 – Comparação entre microestruturas presentes em um aço DP e um aço TRIP



Fonte: UTHAISANGSUK; PRAHL; BLECK, 2011

#### 2.2.4 Metalografia dos aços avançados de alta resistência

A microestrutura tem papel fundamental nas propriedades mecânicas dos materiais metálicos, sendo importante um conhecimento adequado das quantidades e morfologia das fases presentes em um dado material. Para isso normalmente se usa um ataque químico seletivo em uma amostra de material previamente polida. Assim, uma corrosão controlada é feita na superfície da amostra, evidenciando fases com potenciais eletroquímicos diferentes (ANAZAWA, 2007) e permitindo a investigação do material ao microscópio.

Para aços comuns, o reagente empregado neste ataque químico normalmente é o nital (uma solução de  $\text{HNO}_3$  e álcool etílico do tipo padrão analítico, de concentração variável), que permite a visualização das microestruturas, dependendo do material em estudo. Assim, utilizando-se este tipo de reagente consegue-se ver, ao microscópio, a ferrita em coloração mais clara e as outras microestruturas em coloração mais escura.

Porém, para aços de microestrutura mais complexa, como no caso dos aços avançados de alta resistência, este reagente não permite uma completa observação das fases presentes. Assim, desenvolveram-se outros reagentes na tentativa de identificar tais fases, como por exemplo o denominado reagente de LePera (LEPERA, 1979), composto de 1% de metabissulfato de sódio ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ ) diluído em água e 4% de ácido pícrico ( $\text{C}_6\text{H}_2(\text{NO})_3\text{OH}$ ) diluído em álcool etílico. Um ataque anterior na amostra, utilizando-se o nital, melhoraria a visualização das fases quando se usasse posteriormente o tingimento seletivo com o reagente de LePera. Uma segunda formulação desta técnica recomenda outro reagente para o pré-ataque superficial que não o nital: uma solução a 4% de ácido pícrico em etanol. Porém, neste caso seriam necessários polimentos intermediários entre os pré-ataques e o ataque final. Para estas técnicas, as micrografias devem ser coloridas. Outra variante do método de LePera foi proposta para a avaliação de aços TRIP (GIRAULT et al., 1998), com pequenas mudanças no procedimento com relação à técnica original, porém dificuldades como a difícil distinção entre a martensita e a austenita retida foram reportadas.

De fato, foi reportada a dificuldade na avaliação adequada das microestruturas de um aço TRIP 800 e na aplicação de uma solução adequada para ataque e a revelação das fases presentes (KANTOVISCKI, 2005). Neste estudo, a técnica de difração de raios-X se mostrou mais adequada para a caracterização das fases presentes na amostra. Além disso, técnicas de ressonância magnética podem ser utilizadas para a quantificação da austenita retida nestes tipos de aços. Em estudos sobre transformações de fase em aços TRIP, Parish (PARISH, 2003) afirmou que outras técnicas de microscopia, como a microscopia eletrônica de varredura ou a microscopia eletrônica de transmissão, são adicionais necessários à microscopia óptica. O reagente de LePera sem modificação foi também usado em aços do tipo TRIP (CHIANG, 2012), sendo que neste caso também a distinção entre austenita retida e a martensita demonstrou-se muito difícil. No caso do aço DP, verificou-se que o reagente LePera é melhor para a distinção entre a martensita e a ferrita, mas é limitado para a distinção entre a bainita, a austenita retida e a perlita da martensita (ERİŞİR et al., 2013). Além disso, para este tipo de aço conseguem-se boas micrografias com o uso de nital, se for levado em



conta que este tipo de aço é formado primariamente por uma matriz ferrítica e pequenas ilhas de martensita, desprezando-se as muito pequenas concentrações de outras fases.

Outro reagente que pode ser utilizado para aços multifásicos é uma solução de metabissulfito de sódio ( $10\text{g Na}_2\text{S}_2\text{O}_5\text{H}_2\text{O} + 100\text{ml H}_2\text{O}$ ) que, no caso de um aço do tipo TRIP, revelam-se as cores como segue: o branco representa a austenita retida, o cinza a ferrita, e as cores escuras a bainita e/ou a martensita (BRUCE, 2003). Porém, também neste caso, não existe uma clara distinção, em termos de cores, de todos os microconstituintes do material.

Outros ataques experimentados para estudos em aços multifásicos são o de De (DE, SPEER, MATLOCK, 2003), o de Marshall, e o de Klemm (BRAMFITT, BENSCOTER, 2002). Em seu trabalho, De reportou um tipo de ataque que fornecia uma imagem colorida constando de dois ataques sucessivos. Novamente, porém, se reportaram dificuldades na completa distinção entre as fases nestes tipos de material utilizando-se estes tipos de reagentes (OLIVER, JONES, FOURLARIS, 2007)(DIMATEO et al., 2005)(PEREZ-MEDINA et al., 2012).

Do exposto, verifica-se que, mesmo após vários tipos de reagentes terem sido desenvolvidos para uso em metalografia para aços multifásicos, todos os ataques limitam-se em distinguir a fase mais macia, ferrítica, das fases mais duras como a bainita e a martensita, e ainda não existe uma técnica consolidada, única, para a completa caracterização de um aço multifásico através de microscopia óptica.

### 2.3 Tratamentos térmicos em aços

As propriedades dos materiais de uso industrial podem ser modificadas por meio de tratamentos mecânicos, térmicos ou combinações destes. No caso de um tratamento térmico, um aumento da energia térmica pode ser obtido por trabalho mecânico, trabalho elétrico, radiação ou contato direto com um meio mais quente. Genericamente, porém, um tratamento térmico consiste no aquecimento, manutenção em dada temperatura por determinado período de tempo, e posterior resfriamento, com ou sem controle da atmosfera de tratamento (CALLISTER, 2013).

Os tratamentos térmicos vêm sendo usados há séculos para alterar as propriedades dos materiais, especialmente os siderúrgicos. O recozimento pode ser considerado o primeiro tratamento térmico a ser desenvolvido pelo homem, para promover uma redução da dureza de armas de ferro trabalhadas por deformação a frio, já há cinco milênios antes de Cristo

(PRECISION, 2013). Atualmente existem várias técnicas disponíveis para este tipo de procedimento. A adição de energia laser com intuito de se promover um tratamento térmico que leve a um endurecimento superficial de uma peça, por exemplo, é uma técnica que pode oferecer precisão, produtividade, alta qualidade e novas possibilidades na engenharia dos materiais para a indústria. Por exemplo, com esta técnica pode-se conseguir o endurecimento desejado na superfície dos dentes de uma engrenagem, ao passo que a maior parte da peça pode manter-se com uma tenacidade adequada à sua aplicação (PRECISION, 2013). No caso do tratamento térmico a laser, é de se esperar que o aquecimento do material se dê de forma extremamente rápida, desde que grande quantidade de energia é adicionada em uma área muito pequena da peça de trabalho (LIA, 2001).

Considerando aços com adições de certos elementos de liga, no tratamento térmico pode-se obter uma redução na velocidade com que a austenita se transforma em outras fases no resfriamento, permitindo por exemplo a formação de martensita com menores velocidades de resfriamento. Assim, menores velocidades de tratamento podem ser usadas, aumentando a profundidade de aquecimento e a promoção da formação de martensita a maiores profundidades na peça de trabalho (LIA, 2001).

Diversos são os tipos de tratamento térmico ou termoquímico (aqueles feitos com adição de elementos químicos ao material em processamento), ou ainda utilizando diversos tipos de atmosferas específicas de tratamento, mas neste trabalho apenas os tratamentos considerando aquecimento e resfriamento ao ar, a dadas taxas, serão descritos. Para um tratamento térmico em aços, normalmente se considera a temperatura máxima alcançada acima da temperatura crítica, definida como aquela para a qual o aço, de determinada composição, está completamente austenitizado, ou seja, ocorre a completa dissolução do carboneto de ferro no ferro gama.

Os tratamentos térmicos em aços podem ocorrer com a presença do mecanismo de difusão (mecanismo pelo qual os átomos de carbono se espalham por entre os átomos de ferro), mas sem mudança no número de fases ou composição. Podem também acontecer com difusão associada a mudança de composição e número de fases presentes, e, ainda, sem a ocorrência de difusão, quando ocorre o aparecimento de uma fase metaestável (CALLISTER, 2013). Neste caso mecanismos de cisalhamento são preponderantes.

Quanto mais alta a temperatura alcançada, maior será o grão de austenita formado. Uma regra prática utilizada em tratamento térmico de aços, para o objetivo de se promover a austenitização do material, recomenda que a temperatura máxima alcançada esteja em torno de 50 °C acima da linha superior da zona crítica, para dado material (CHIAVERINI, 1990).

Dependendo da faixa de temperatura alcançada no material, a austenita retida, típica dos materiais estudados neste trabalho, pode ser transformada em bainita, cuja formação neste caso se dá por uma mistura de mecanismos de difusão e cisalhamento.

Os tratamentos térmicos aplicáveis aos aços e mais utilizados industrialmente são o recozimento, a normalização, a têmpera, o revenimento, e o coalescimento, além dos chamados tratamentos isotérmicos (cujo resfriamento deve ser estritamente controlado em ambiente próprio). Destes, os que podem ser feitos com resfriamento ao ar são a normalização, a têmpera e o revenido (CHIAVERINI, 2003).

### 2.3.1 Normalização

Neste caso o aquecimento é feito até temperaturas acima da zona crítica, seguido de resfriamento ao ar. Para os aços hipoeuteóides, assunto deste trabalho, a temperatura normalmente ultrapassa a linha que define o limite para uma região do diagrama de equilíbrio ferro-carbono que apresenta apenas a fase austenita. Este tratamento visa a obtenção de microestruturas mais refinadas, sendo que, para aços hipoeutetóides, obtém-se ferrita e perlita refinada como microconstituintes após este tipo de tratamento, sendo que em alguns casos pode-se obter também a bainita (CHIAVERINI, 2003).

### 2.3.2 Têmpera

A têmpera consiste no resfriamento rápido do material a partir de temperaturas acima da crítica, com resfriamento em líquido ou ar. O objetivo principal é a produção de martensita, com respectivo aumento de dureza e limite de resistência à tração. Por outro lado, a ductilidade e a tenacidade são inevitavelmente diminuídas, além de aparecerem tensões internas no material. Para aços hipoeutetóides, porém, pode-se ter uma parcela de ferrita na microestrutura final obtida por este tratamento, dependendo da temperatura máxima alcançada durante a fase de aquecimento (CHIAVERINI, 2003).

### 2.3.3 Revenimento

Normalmente este tratamento térmico é realizado após a têmpera, com função de melhorar efeitos negativos desta, como por exemplo as citadas elevadas tensões internas. A faixa de temperatura máxima alcançada neste tratamento pode variar enormemente,

dependendo das características finais desejadas para o material. No caso da martensita, que é uma das microestruturas presentes nos materiais estudados neste trabalho, ocorre revenimento para temperaturas entre 100 e 700 °C por difusão (CHIAVERINI, 2003). A martensita revenida pode alcançar durezas próximas à da original, mas com propriedades de ductilidade e tenacidade melhoradas. O aumento da temperatura máxima alcançada e do tempo de resfriamento aumentam o tamanho da cementita formada e diminuem a dureza final.

Para temperaturas entre 100 e 250 °C, ocorre precipitação de carbonetos e a dureza começa a cair para valores em torno de 60 Rockwell C. Para faixas entre 200 °C e até cerca de 300 °C, a austenita é convertida em bainita, com conseqüente redução adicional da dureza. Entre 250 e 350 °C, são formados carbonetos metaestáveis, resultando em uma massa escura denominada “troostita”. Entre 400 e 600 °C, ocorre recuperação das subestruturas das discordâncias e os aglomerados de Fe<sub>3</sub>C passam a apresentar forma esferoidal, alcançando durezas de 45 a 25 Rockwell C. Para a faixa compreendida entre 500 e 600 °C, conforme a composição do aço (principalmente considerando a presença de elementos de liga), ocorre uma precipitação de carbonetos, o que resulta em um endurecimento secundário. Finalmente, para a faixa entre 600 e 700 °C, ocorre recristalização e crescimento de grão, e a cementita começa a tomar uma forma esferoidal, e a dureza é bastante reduzida, a níveis entre cinco e 20 Rockwell C (ABDALLA et al., 2004).

## 2.4 Processamento a laser de materiais

Apesar de o efeito laser poder ser observado na natureza e do fato de que o homem já tenha demonstrado uma gama enorme de tipos de lasers, apenas alguns são disponíveis comercialmente, e entre estes, apenas uns poucos são adequados ao processamento de materiais. Neste caso estão inclusos os lasers de gás, os de estado sólido e os de semicondutores (LIA, 2001). Normalmente estas denominações são de acordo com o meio ativo do equipamento, como será descrito a seguir. Desde o início do século XX, com a proposição, por Einstein, de que a luz consistia de pacotes de energia (denominados fótons), a interação entre esta energia e a matéria podia ser reconhecida, ou pela absorção de um fóton com correspondente aumento de energia do material ou pela emissão espontânea de um fóton por um átomo em um estado de energia maior, com conseqüente decréscimo de energia. Em 1916, porém, Einstein concluiu que um terceiro tipo de interação poderia ser possível: a emissão estimulada (na qual o material seria estimulado a emitir um fóton quando estimulado

ao receber outro fóton) (ION, 2005). Esta foi a base teórica que permitiu o desenvolvimento dos lasers.

Um laser é um amplificador de luz, que realiza esta amplificação por meio da emissão estimulada de radiação que, por sua vez, é definida como uma energia que é irradiada no espaço. O termo LASER vem do inglês *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*, ou amplificação de luz através de emissão estimulada de radiação.

Pode-se realizar a emissão estimulada de radiação de várias maneiras, e do tipo de seu meio ativo (onde ocorre a amplificação da radiação) vêm os nomes pelos quais os lasers são conhecidos, por exemplo lasers de estado sólido, lasers de semicondutor, etc. Os feixes de laser também podem ser contínuos ou em forma de pulsos.

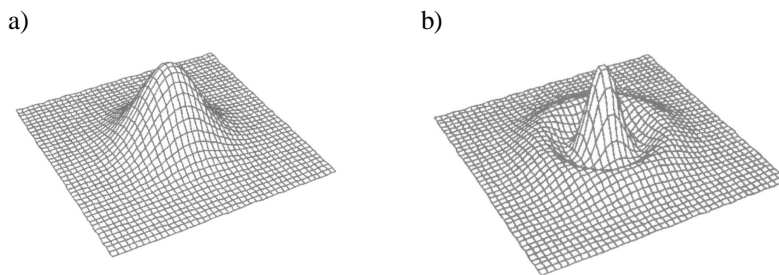
O laser caracteriza-se, principalmente, por ser um feixe de luz muito intenso e com uma faixa espectral estreita (ou seja, um conjunto de emissões com frequências muito próximas). Além disso, possui características utilizadas para o estudo da matéria (SVELTO, 2004). Entre estas características, estão as coerências espacial e temporal, que fazem com que o laser seja uma fonte de energia muito precisa e controlada, podendo ser utilizado para medições, e auxiliar em processos químicos de determinação da estrutura, seleção e purificação de substâncias. Estas aplicações foram as primeiras em âmbito científico e industrial deste tipo de equipamento. Com o aumento da potência disponível, as possibilidades de aplicação foram ampliadas para o processamento de materiais (SVELTO, 2004).

Um equipamento laser é constituído de quatro elementos básicos: um meio ativo, no qual a luz é amplificada pelo próprio efeito laser; uma fonte de excitação aplicada ao meio ativo, que fornece energia para a reação (o que é chamado comumente de bombeamento); uma cavidade óptica na qual se promove o ganho do laser (conhecida também como ressonador ou cavidade ressonante), e um dispositivo que permita a saída de determinada quantidade de radiação, previamente amplificada, da cavidade (SVELTO, 2004).

O meio ativo possui estrutura adequada de níveis de energia atômicos discretos que se excitam facilmente (passando para um estado de energia maior), e possuem capacidade de armazenar energia recebida de seu exterior. Já o bombeamento serve para fornecer energia ao meio ativo para que a emissão estimulada (princípio básico do fenômeno laser) predomine sobre a absorção de energia (quando o sistema absorve energia recebida e se equilibra em um estado energético superior). A cavidade ressonante, por sua vez, promove a amplificação da emissão estimulada dentro do meio ativo até que atinja um determinado nível a partir do qual o feixe é emitido pelo dispositivo de saída do equipamento laser.

Os feixes laser podem ser caracterizados pelos seus modos de distribuição de energia no espaço. O modo eletromagnético transversal (do inglês *Transverse Electromagnetic Mode* – TEM) é o de maior importância na caracterização de um feixe, e representa a variação na intensidade com a posição em um plano perpendicular à direção de propagação do feixe, indicando o máximo de intensidade deste feixe ao longo de seu eixo central (ION, 2005). A Figura 7 mostra a distribuição espacial de intensidade de alguns modos TEM com simetria circular, e a Figura 8 mostra a projeção, no plano, destes modos.

Figura 7 – Distribuições espaciais de intensidade em alguns modos TEM: a) TEM<sub>00</sub>; b) TEM<sub>10</sub>



Fonte: ION, 2005

Figura 8 - Seções transversais de alguns modos TEM de simetria circular



Fonte: adaptado de ION, 2005

Normalmente o modo TEM<sub>00</sub> indica o modo de menor ordem possível. A distribuição de potência neste caso tem a forma de uma gaussiana concentrada em torno de uma região, conforme indicado na Figura 8. Para uma cavidade ressonante estável (condição geométrica para estabilidade em um ressonador laser) este modo gaussiano é o fundamental.

A diferença entre o modo transversal real obtido pelo equipamento laser e o modo fundamental, gaussiano, TEM<sub>00</sub>, indica um fator definido como  $M^2$ . Este fator é um indicativo da qualidade do feixe. Quanto menor o índice  $M^2$ , maior a qualidade do feixe com relação à divergência, ou seja, a tendência do feixe laser se espalhar desde a saída do equipamento.

A principal característica que torna o laser uma ferramenta adequada ao processamento de materiais é o fato de que ele consegue entregar grandes quantidades de energia em regiões muito pequenas da peça a ser trabalhada como nenhuma outra fonte de energia, o que faz com que as propriedades do material sejam modificadas em uma região muito estreita. Assim pode-se ter um controle ótimo da área à qual se deseja afetar com a adição de radiação laser. Além disso, o processamento a laser normalmente é mais silencioso e gera menos resíduos do que um processo convencional equivalente, ao passo que a sua eficiência, em termos energéticos, é comparável aos processos convencionais. Além disso normalmente a manipulação do material é menor e pode-se conseguir neste uma possibilidade de distorção menor, desde que seguidos os parâmetros adequados de processamento (ION, 2005).

Os feixes de laser são monocromáticos, ou seja, emitem luz numa frequência determinada. Também notável é a direcionalidade do laser, ou seja, a divergência é limitada, o que significa que a área transversal do feixe de luz mantém-se constante por comprimentos relativamente grandes (ION, 2005).

O laser também apresenta alto brilho, ou seja, a potência emitida por ele, por unidade de área, por volume de um ângulo sólido (nas três dimensões do espaço) é muito maior do que para fontes convencionais de luz. Isto se deve à já mencionada direcionalidade do feixe.

Por fim, com técnicas adequadas, é possível produzir pulsos de laser de curtíssima duração (da ordem de femtossegundos, ou  $10^{-15}$ s) (ION, 2005).

Conforme mencionado, a habilidade de um feixe laser de entregar a uma peça de trabalho altos valores de irradiância (que é a medida da densidade de potência, ou seja, a quantidade de potência em uma determinada área) é o principal motivo que o tornou útil em várias aplicações envolvendo processamento de materiais, como aquecimento, fusão, vaporização, corte e soldagem. Em comparação com uma fonte convencional de calor, por exemplo uma tocha de soldagem, um feixe laser é capaz de ser focalizado em uma pequena área, produzindo assim sua alta irradiância. Além disso, para fontes convencionais de calor não se consegue um preciso aporte energético em uma área desejada, em comparação com um processo utilizando laser (LIA, 2001).

A primeira demonstração prática do potencial do laser como ferramenta para processamento de materiais ocorreu já em 1967 na Alemanha, sete anos após a demonstração do efeito laser por Maiman na Universidade de Stanford (Estados Unidos da América)(TWI, 2007). Alguns anos depois também foram reportadas na Rússia demonstrações da aplicabilidade da tecnologia (ION, 2005). Também na década seguinte equipamentos industriais para processamento de metais já seriam desenvolvidos e comercializados.

O processamento a laser de materiais de engenharia pode ser caracterizado pelos seguintes parâmetros (ION, 2005):

- 1) tipo de laser usado – seu meio ativo (sólido, líquido ou gás), seu comprimento de onda, sua potência, energia e modo de operação (pulsado ou contínuo);
- 2) tipo de material sendo tratado;
- 3) tipo de interação entre o material e a radiação laser;
- 4) mecanismo físico do processo aplicado (por exemplo, aquecimento).

Na indústria automobilística moderna o uso de equipamentos a laser é disseminado. A partir de 1973, quando a Ford estadunidense implementou um sistema para soldagem de carrocerias (LÖFLER, 2006), o uso deste tipo de equipamento tem encontrado grande aceitação nesta indústria, para aplicações que inicialmente incluíam a já citada soldagem e o corte de materiais. Na atualidade, encontra-se também uma aplicação sensível que se adaptou muito bem às funcionalidades de um equipamento emitindo radiação laser: o corte de tecidos especiais utilizados em bolsas infláveis (*airbags*). Nesta aplicação existe a necessidade do corte de tecidos muito resistentes e flexíveis, e o equipamento laser pode ao mesmo tempo executar cortes em geometrias intrincadas e promover a selagem das bordas, eliminando fios de tecido soltos. Foi ainda demonstrado que a capacidade de absorção de impacto em caso de acidente é melhorada quando se empregam na carroceria elementos estruturais soldados de forma contínua, a laser, em comparação com os mesmos tipos de elementos unidos por soldagem a ponto (FURUSAKO; MIYAZAKI, 2007).

Também na indústria aeronáutica o processamento de materiais metálicos a laser é uma realidade. Para estas aplicações, este tipo de processo pode ser usado na união de reforçadores de revestimento de fuselagem, na furação de componentes de motores feitos de superligas de níquel, e no corte de dutos de titânio, por exemplo. Ainda, com o uso do laser podem-se desenvolver nanoestruturas (estruturas de tamanho da ordem de um milionésimo de milímetro) para dispositivos eletrônicos avançados. O recobrimento a laser de aços de alta resistência para aplicações aeronáuticas também foi proposto como um meio de se obterem custos menores de manutenção de peças fabricadas com determinados tipos de materiais (SUN et al., 2012).

O aporte de energia térmica à peça de trabalho, em processamento a laser de materiais envolvendo princípios físicos térmicos, normalmente deve ser estritamente controlado. Usualmente se usa um sistema de controle de malha fechada com tal finalidade. Para isso, um



sistema de medição pirométrico (sensor de temperatura superficial, sem contato com a superfície sendo medida) pode ser usado. Neste caso, a informação de temperatura lida pelo sensor realimenta o sistema laser, ajustando a sua potência para que a temperatura superficial alcançada no processamento se mantenha em níveis pré-ajustados (LIA, 2001).

Este controle pode ser complicado quando se usam materiais revestidos. Isso porque o parâmetro observado pelo sensor indicará a temperatura do revestimento (superfície) e não do restante da massa do material sendo processado (LIA, 2001).

Estima-se que o mercado mundial de equipamentos para processamento industrial a laser cresça a uma taxa maior que 6% ao ano até 2020 e que possa alcançar a cifra de 17 bilhões de dólares americanos neste ano (MARKETS AND MARKETS, 2014). Os equipamentos com meio ativo a gás continuarão a representar cerca de metade dos equipamentos, mas existe uma tendência de crescimento do uso de equipamentos a fibra, os chamados lasers de estado sólido (GRANDVIEW, 2014). Apesar da tendência atual de retração do mercado asiático (BELFORTE, 2015), este continuará com papel de destaque no longo prazo, com aumento acentuado de emprego destes tipos de equipamento na China, Índia, Coréia do Sul e Japão.

#### 2.4.1 Interação entre o laser e a matéria para processamento térmico em materiais metálicos

Dependendo do tempo de interação entre o material sendo termicamente processado e a magnitude da energia adicionada a este por meio de um feixe laser, diferentes resultados podem ser observados. Os processos físicos resultantes desta interação devem ser bem conhecidos para que se entendam as possibilidades e limitações de processamento a laser em materiais de engenharia (YAO, CHEN, ZHANG, 2005).

Uma vez absorvida a radiação pelo material em tratamento térmico, porém, o transporte de calor dentro deste material envolve os mesmos princípios físicos clássicos, seja para um processamento a laser ou convencional, sendo governados por ciclos térmicos dependentes do tempo (LIA, 2001).

As maiores diferenças entre um tratamento térmico a laser e um convencional, no entanto, são o tempo envolvido mais curto, no caso do processamento a laser, e as propriedades do próprio feixe laser, que o tornam uma fonte de calor extremamente localizada (LIA, 2001).

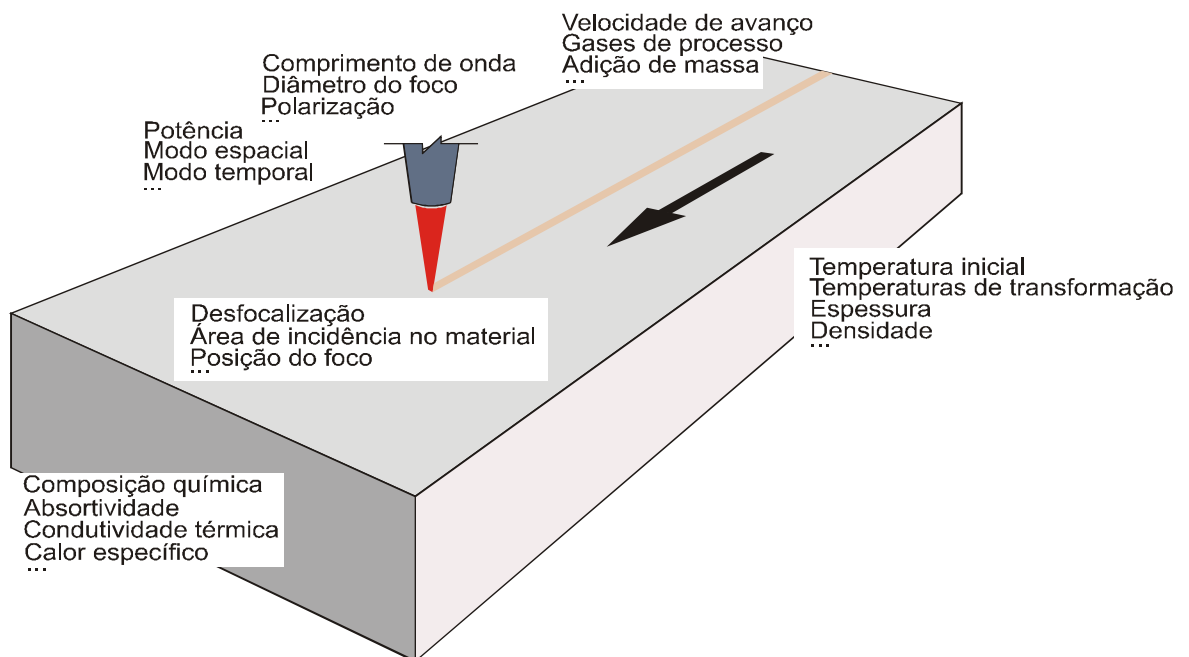
Assim, o efeito da energia incidente, o tempo de interação entre o feixe laser e o material, e diversos outros parâmetros podem levar o material a diversos tipos de resposta, da escala atômica à macroscópica (SUGIOKA et al., 2010). A quantidade de energia depositada sobre

um material para processamento a laser pode ser controlado pelo perfil espacial de intensidade do feixe. Para isso os métodos mais utilizados são o uso de espelhos e outras ópticas especiais, máscaras e dispositivos refrativos ou difrativos. O comportamento térmico do material, quando da interação com a radiação laser, depende do fluxo de energia percorrendo sua massa (LIA, 2001).

Com relação à energia sendo transferida, o diâmetro do feixe, a potência do equipamento, a velocidade de avanço do feixe sobre a peça de trabalho, por exemplo, são fatores que influenciam o processo. Com relação ao material, por exemplo as qualidades de condução de calor e a densidade também influenciam. Já no caso da geometria da peça de trabalho, logicamente a espessura influencia em como o calor do processo irá se distribuir pelo material (LIA, 2001).

Alguns dos fatores que influenciam um processo térmico de tratamento de metais a laser estão representados na Figura 9.

Figura 9 – Fatores de influência no processamento térmico de metais a laser



Fonte: adaptado de ION, 2005

Quando o feixe laser impacta a superfície de uma peça de trabalho, parte da energia é refletida e parte absorvida. A absorção da irradiação laser é dependente de vários fatores como o tempo de interação e propriedades da superfície. Se o material tem uma alta refletividade, a absorção será mínima. A refletividade  $R_f$  é a razão entre a radiação laser

refletida na superfície e a radiação incidente sobre esta. Assim, a quantidade de luz absorvida por uma superfície metálica é proporcional a  $1-R_f$ . A refletividade, para incidência normal do feixe laser sobre uma superfície metálica, em ultravioleta próximo e faixa visível do espectro luminoso, varia normalmente entre 0,4 e 0,95 e entre 0,9 e 0,99 para o infravermelho (SUGIOKA et al., 2010).

A transferência de calor dentro do sólido, por outro lado, depende de sua condutividade térmica, densidade e difusividade térmica. A condutividade térmica  $\lambda$  descreve o transporte de energia sob forma de calor, através de um corpo sob um diferencial de temperatura, e é intrínseca a determinado material. Neste ponto, o fluxo de calor por uma corpo pode ser descrito como:

$$\dot{q} = -\lambda \frac{\Delta T}{\Delta x} \quad (1)$$

na qual  $\dot{q}$  é o fluxo de calor pelo corpo e  $\frac{\Delta T}{\Delta x}$  o gradiente de temperatura do corpo, considerando condução unidirecional de calor através de uma direção  $x$ .

A difusividade térmica do material,  $K$ , por sua vez, é definida como a razão entre a energia transmitida por condução e a energia absorvida por unidade de volume do material (ION, 2005), e indica quão rapidamente o material irá absorver e conduzir a energia térmica, sendo definida como:

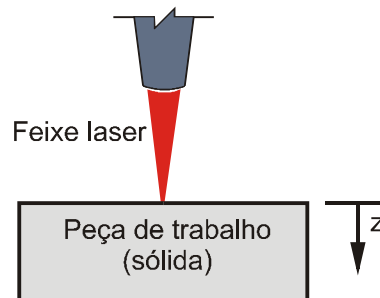
$$K = \frac{\lambda}{\rho \cdot c} \quad (2)$$

Na equação (2),  $\rho$  é a densidade e  $c$  é o calor específico do material sendo processado. O produto  $\rho \cdot c$  representa a capacidade térmica volumétrica do material. A difusividade térmica é importante para a caracterização de processos térmicos transientes (característicos de uma fonte de calor em movimento) e também determina a penetração térmica  $D$  em um material.

Assim, para uma dada penetração  $D$  em um material a partir da superfície e na direção da superfície oposta (eixo  $z$  na Figura 10), e considerando-se um tempo de interação  $t$  entre o material e a fonte de radiação, tem-se que:

$$D = \sqrt{4 \cdot K \cdot t} \quad (3)$$

Figura 10 – Representação esquemática da formulação para o aquecimento de um sólido por radiação laser



Fonte: autor

Se considerarmos um diâmetro  $d$  do feixe de radiação laser sobre o material e uma velocidade de avanço  $v$  do feixe por sobre o material sendo processado, a partir da equação (3) poderemos definir uma velocidade  $v$  tal que se obtenha uma penetração térmica desejada:

$$v = \frac{4 \cdot K \cdot d}{D^2} \quad (4)$$

Isso porque o tempo de interação corresponde à relação entre o diâmetro do feixe laser e a velocidade de avanço.

A área irradiada pode ser determinada a partir das características do feixe gerado em cada equipamento, considerando a qualidade do feixe  $M^2$ , o raio no foco deste feixe  $w_0$ , a distância de desfocalização aplicada  $z_a$  e o comprimento de onda característico do feixe  $\xi$  - equação (5)(ION, 2005). A desfocalização é considerada a distância entre o foco de um feixe e a superfície sendo irradiada, conforme Figura 11.

$$r(z) = w_0 \left[ 1 + \left( \frac{\xi \cdot z_a \cdot M^2}{\pi \cdot w_0^2} \right)^2 \right]^{1/2} \quad (5)$$

Na equação (5),  $r$  é o raio do feixe (considerado como iluminando uma área circular) a uma dada distância de desfocalização do feixe laser sobre a peça de trabalho.

A partir da superfície irradiada, a absorção faz com que a intensidade da luz caia com a profundidade com relação à superfície do material numa taxa determinada por um coeficiente de absorção  $\alpha$  do material. Este coeficiente, definido como a fração de luz absorvida por unidade de comprimento do meio, é função do comprimento de onda e temperatura, mas, se

considerada constante, existe um decréscimo exponencial na intensidade em  $z$  de acordo com a lei de Beer-Lambert-Bouger:

$$I(z) = I_0 e^{-\alpha z} \quad (6)$$

na qual  $I_0$  é a intensidade do feixe na superfície, apenas considerando a perda por reflexão e  $I$  é a intensidade do feixe a determinada profundidade no material.

A fração de energia adicionada  $DE$  a uma profundidade  $Dz$  pode assim ser representada por:

$$|\Delta E(z)| = E_0 e^{(-\alpha z)\Delta z} \quad (7)$$

Na equação (7),  $E_0$  é a energia incidente na superfície do material.

A densidade de potência  $DP$ , por sua vez, é a potência nominal fornecida por unidade de área, ou a seção do feixe laser incidente sobre o material, considerando uma radiação estática sobre este.

A densidade de potência é influenciada pela potência nominal de saída do laser e pelo diâmetro do feixe (considerando novamente uma seção circular do feixe sobre o material de trabalho):

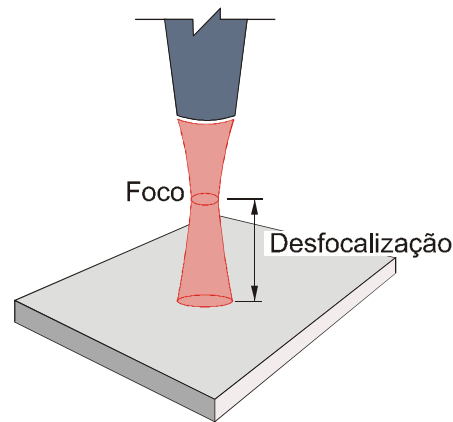
$$DP = \frac{\text{Potência}}{\pi \cdot r^2} \quad (8)$$

na qual  $r$  é o raio do feixe sobre o material. Já o tempo de interação  $t$  entre o feixe e o material, considerando um processo no qual o laser percorre o material a uma velocidade  $v$ , pode ser avaliado por:

$$t = \frac{2 \cdot r}{v} \quad (9)$$

O produto destas duas quantidades pode ser utilizado para uma avaliação da densidade de energia  $DE$ , ou seja, o aporte energético ao material ocasionado pelo processamento a laser, levando em conta parâmetros deste processo. Normalmente esta grandeza é dada em Joules por unidade de área.

Figura 11 – Conceito de desfocalização de um feixe laser sobre uma peça de trabalho



Fonte: autor

Conforme mencionado, para a determinação do perfil de temperatura num sólido durante o aquecimento a laser, pode-se empregar um modelo transiente unidimensional de condução de calor para o modelamento analítico, considerando um sólido semi-infinito (DAVIM, 2012). Para esta formulação as seguintes condições são definidas:

- a) o material é homogêneo e isotrópico;
- b) o material é opaco e com propriedades ópticas constantes;
- c) o feixe laser é perpendicular à superfície de irradiação;
- d) o laser opera em modo contínuo e tem uma distribuição de potência do tipo gaussiana ( $TEM_{00}$ ).

Assim, considerando uma placa sólida submetida a um feixe laser incidente na superfície ( $z=0$ ), a equação de condução de calor pode ser escrita como:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{1}{K} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (10)$$

As condições de contorno e inicial são:

$$T(z,0)=T_0$$

$$I_{\text{abs}} = -\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial z} \right]_{z=0}$$

na qual  $I_{abs}$  é a intensidade de energia laser absorvida, definida por:

$$I_{abs} = (1 - R_f)I_o = A_s I_o \quad (11)$$

Na equação (11),  $A_s$  é definida como a absorvidade do material. A fração da energia do feixe laser absorvida pelo material é regida pela absorvidade da superfície do material.

Se o perfil de intensidade do laser for da forma:

$$I(z, t) = I_{abs} \operatorname{erfc} \frac{z}{2\sqrt{K.t}} \quad (12)$$

haveriam soluções para o sistema de equações proposto. Na equação (12),  $\operatorname{erfc}$  é uma função erro definida como:

$$\operatorname{erfc}(x) = 1 - \operatorname{erf}(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_x^{\infty} e^{-u^2} du \quad (13)$$

na qual  $\operatorname{erf}(x)$  é a função erro definida como:

$$\operatorname{erf}(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-u^2} du \quad (14)$$

sendo que  $u$  é uma variável temporal definida aqui para a integração.

Assim o perfil de temperatura no sólido é definido como:

$$T(z, t) = T_0 + \frac{2I_{abs}}{\lambda} \left[ \left( \frac{K.t}{\pi} \right)^{1/2} e^{-\frac{z^2}{4K.t}} - \frac{z}{2} \operatorname{erfc} \frac{z}{2\sqrt{K.t}} \right] \quad (15)$$

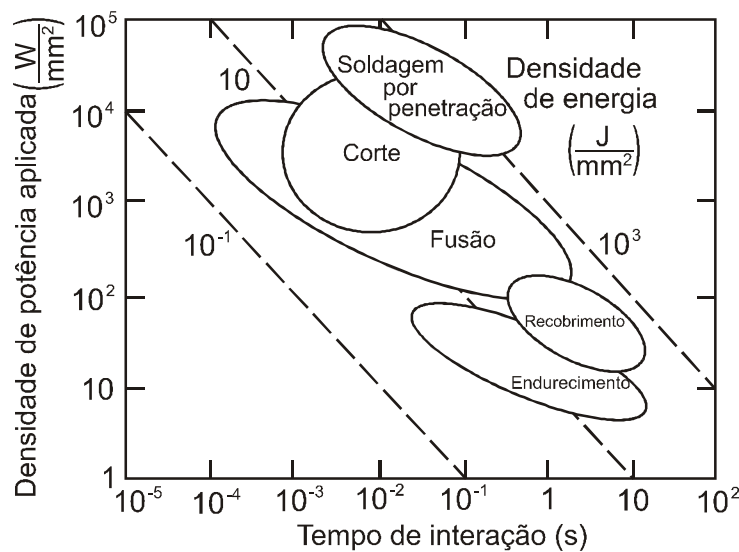
E a temperatura na superfície pode ser definida por:

$$T(0, t) = T_0 + \frac{2I_{abs}}{\lambda} \left( \frac{K.t}{\pi} \right)^{1/2} \quad (16)$$

Na prática, porém, para processos térmicos transientes a estimativa analítica da temperatura superficial é complexa, pois envolve propriedades que não são constantes com a temperatura. A refletividade, por exemplo, pode variar conforme a condição superficial da amostra, dificultando a avaliação da energia absorvida nestes tipos de processamento.

Conforme comentado, dependendo do aporte de energia na peça de trabalho no processamento, vários efeitos são conseguidos, como por exemplo o corte e a soldagem. O diagrama apresentado na Figura 12 mostra resultados obtidos experimentalmente para metais e suas ligas, relacionando em escalas logarítmicas a densidade de potência aplicada e o tempo de interação entre o feixe e a peça de trabalho. O produto destas duas quantidades, ou densidade de energia, aparece em linhas tracejadas oblíquas. As áreas destacadas representam o resultado observado quando da interação, sendo que pode-se notar que, numa comparação entre um processo de endurecimento superficial, por exemplo, e um processo de fusão, o primeiro apresenta densidade energética menor, o que seria de se esperar dado que o endurecimento é um processo em estado sólido que envolve apenas aquecimento (não se atinge o limiar de fusão do material) (ION, 2005).

Figura 12 – Dados experimentais para cinco tipos de processamento térmico a laser de metais e suas ligas



Fonte: adaptado de ION, 2005

#### 2.4.2 Lasers a fibra para processamento de materiais

Os lasers cujo meio ativo é uma fibra óptica são desenvolvimentos relativamente recentes no mercado de equipamentos para processamento, e que entregam potência através de uma fibra óptica flexível integrada. São considerados uma evolução dos equipamentos com meio ativo no estado sólido, derivando do conceito de barras anteriormente usadas (por exemplo misturas de ítrio e alumínio) que levaram ao desenvolvimento dos lasers a disco, reduzindo o comprimento e aumentando o diâmetro da barra, e também a própria fibra



(aumentando o comprimento e diminuindo o diâmetro do meio ativo) (ILS, 2005). Barras de vidro dopadas com neodímio eram utilizadas no início da pesquisa com meios ativos no estado sólido, o que levava a limitações com relação à carga térmica a que estes materiais podiam resistir. O uso da fibra óptica pôde atenuar este problema, desde que a fibra apresenta grande relação entre a sua superfície e seu volume, resultando numa baixa relação de potência laser por unidade de volume. Isso, porém, é compensado por um longo comprimento de fibra. Dois avanços tecnológicos permitiram o progresso da tecnologia dos lasers a fibra óptica: a indústria da telecomunicação desenvolveu o conhecimento necessário para a produção de fibras mono-modo de alta transmissibilidade (apresentando menor perda dentro da fibra), e a indústria optoeletrônica desenvolveu diodos a laser de alta potência, necessários para o bombeamento das fibra em um equipamento laser (QIU, 2012).

A luz é bombeada diretamente para dentro da fibra por meio de diodos. As fibras dopadas com íons metálicos de terras raras, como o caso do laser utilizado neste trabalho, fornecem um meio ativo com alta eficiência e são chamadas fibras ativas. O bombeamento pode ser feito através de uma extremidade da fibra ou ainda lateralmente a esta.

Neste tipo de laser, o meio ativo, cavidade ressonante e a óptica associada se encontram dentro da fibra óptica (MUR, 2011), sendo que as fibras ópticas modernas têm perda muito baixa, da ordem de 0,2 dB/km. Espelhos nas extremidades da fibra, necessários para a formação da cavidade ressonante, podem ser representados por grades de Bragg gravadas nestas extremidades. As grades são tipos de refletores distribuídos, gravados na própria fibra, que refletem determinados comprimentos de onda de luz e transmitem todos os outros.

A fibra óptica normalmente é formada de um núcleo e um revestimento. Dentro dela, a luz se propaga de acordo com diferentes modos e velocidades. Se apenas um modo é suportado dentro da fibra, ela é denominada modo simples, mas, fibras multi-modo podem resolver esta limitação, equalizando diferentes velocidades de raios de luz dentro do meio e aumentando a eficiência da luz transmitida.

Conforme mencionado, o uso de uma fibra óptica como meio ativo provê um grande comprimento de interação adequado ao bombeamento com diodos (HECHT, 2012). Os diodos de bombeamento apresentam alta eficiência, sendo que em laboratório se podem atingir valores de mais de 70% de energia elétrica sendo convertida em luz. No caso de eficiência óptica (conversão da luz de bombeamento no feixe laser) a eficiência também desta ordem, resultando numa eficiência geral do equipamento da ordem de 30%. A parte central do equipamento utilizado é uma fibra com vários metros de comprimento, que tem um núcleo dopado e um revestimento sem dopante. A luz de bombeamento é gerada por um arranjo de

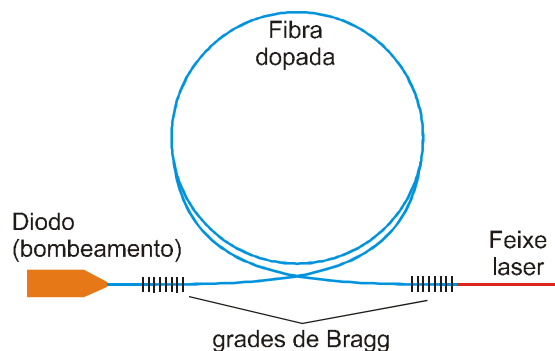
diodos simples, e fibras são usadas para o acoplamento da luz de bombeamento dentro do revestimento central. Assim a luz de bombeamento é acoplada para o núcleo dopado, que tem o ressonador formado por grades de Bragg nas extremidades da fibra dopada (MUR, 2011).

Os lasers a fibra óptica podem ser do tipo modo simples ou multi-modo (em termos de modo transversal TEM). Normalmente os de tipo simples fornecem feixes de maior qualidade, enquanto que os multi-modo podem entregar maior quantidade de energia bruta (HECHT, 2012).

Uma das maiores vantagens do uso deste tipo de equipamento é que ele é robusto o suficiente para poder ser amplamente implementado em ambientes como o de produção em fábricas. Além disso, a falta de necessidade de conjunto óptico complicado leva a ganhos com relação a possíveis problemas de desalinhamentos. Os lasers a fibra também têm um espectro de absorção mais largo, sendo que não é importante a estabilização precisa dos diodos de bombeamento quando do uso de fibras modo simples (HECHT, 2012).

A Figura 13 mostra um esquema do princípio que governa o funcionamento de um laser a fibra óptica do tipo usado neste trabalho de pesquisa.

Figura 13 – Princípio envolvido na geração de radiação laser de um laser a fibra



Fonte: adaptado de ILS, 2005

A construção deste tipo de equipamento é menos complexa do que a dos lasers a disco, comuns no uso em processamento de materiais, o que traz ganhos com relação a manutenção. Este tipo de equipamento também compete diretamente, em termos de custos, com os similares a gás, a disco e também o de granada de ítrio e alumínio, o mais utilizado industrialmente na atualidade. Os comprimentos de onda do infravermelho próximo, do feixe de saída deste equipamento, são bem absorvidos pelos metais, otimizando processos térmicos. Além disso, o fato de o feixe ser entregue por uma fibra flexível garante que o laser pode ser

adaptado a máquinas programáveis a controle numérico ou ainda a robôs industriais. A qualidade do feixe laser gerado nestes tipos de equipamento é muito alta, desde que o feixe é gerado e confinado no núcleo da fibra, de diâmetro muito pequeno, resultando numa alta direcionalidade e capacidade de focalização em um ponto muito pequeno, concentrando assim grande radiação em uma área muito pequena. Por outro lado, a dissipação de energia dentro da fibra é feita em todo o seu grande comprimento, o que reduz problemas com resfriamento do meio ativo e aumenta a eficiência do equipamento (HECHT, 2012).

#### 2.4.3 Tratamento térmico por adição de radiação laser de materiais de construção mecânica

Durante o tratamento térmico com radiação laser, o material é aquecido localmente a temperaturas abaixo de seu ponto de fusão. Dependendo da espessura do material sendo tratado, pode-se promover aquecimento total ou apenas superficial do material (FRAUNHOFER, 2009). Ao contrário dos tratamentos térmicos convencionais em forno, este tipo de processo envolve adição de energia na forma de radiação laser que dura poucos segundos. A taxa de aquecimento, a máxima temperatura e a taxa de resfriamento podem ser estritamente controladas com o uso de equipamento adequado. Além disso, não existe contato entre o feixe de laser e o material sendo processado, não existindo força exercida sobre a peça nem influência de magnetismo ou da atmosfera sobre o feixe. Porém, como mencionado, os princípios físicos governando o processo são os mesmos aplicáveis a tratamentos térmicos convencionais, após a absorção da radiação pelo material (FRAUNHOFER, 2009).

Já no meio dos anos 1960, nos Estados Unidos e no Japão, se estudavam técnicas de austenitização induzida a laser e o endurecimento de ligas ferrosas pelo mesmo processo (ION, 2005). Alguns dos processos térmicos mais comumente empregados em escala industrial, utilizando radiação laser, são: endurecimento superficial, amolecimento, recozimento, ou ainda conformação. No caso do endurecimento superficial, conseguem-se obter profundidades afetadas da ordem de um milímetro, para aços compatíveis e que têm esta região austenitizada por um período, após o qual se promove um rápido resfriamento que resulta na formação de martensita. Já no caso do amolecimento e recozimento, usados para uma melhora de propriedades de ductilidade local, deve-se permitir um resfriamento lento da região afetada pelo tratamento térmico. Por sua vez, a conformação é conseguida pela evaporação explosiva de uma camada absorvedora de radiação laser dimensionada de maneira adequada, que promove a deformação do material sendo trabalhado (FRAUNHOFER, 2009).

No caso de técnicas de tratamento térmico a laser, normalmente a densidade de potência utilizada é da ordem de  $100 \text{ W/cm}^2$ , para a qual ocorre apenas aquecimento da peça ou fusão apenas superficial ou a uma pequena profundidade (INDUSTRIAL HEATING, 2001).

A interação de metais e suas ligas com um feixe laser é devida à já mencionada nuvem de elétrons presente nestes materiais, que apresentam um grande número de níveis de energia para os quais os elétrons podem ser movidos quando da interação com os fótons de um feixe laser (ION, 2005). A energia do infravermelho próximo (ou seja, aquela emitida por equipamentos laser cujo comprimento de onda da radiação é da ordem de 800 nm a  $2,5 \mu\text{m}$ , como nos lasers de diodo), é similar àquela das transições dos elétrons. Conforme o comprimento de onda da radiação laser emitida aumenta, e a energia de radiação cai em correspondência, ambas a magnitude e a largura da faixa de absorção de energia também decaem, desde que menos transições eletrônicas estão disponíveis para a interação com os fótons. Em consequência, o processamento de metais e ligas é mais eficiente com o uso de lasers de comprimentos de onda mais curtos (ION, 2005).

A maioria das interações entre os lasers e os materiais de engenharia é feita à pressão constante, portanto o interesse é focado nas mudanças estruturais como resultado dos ciclos térmicos envolvidos, e modificações na composição. Transformações de fase ocorrem devido a forças termodinâmicas que fazem com que algumas fases sejam mais estáveis que outras sob determinadas condições (CALLISTER, 2013). Sob condições de equilíbrio, a transformação de fase se completa, mas podem-se formar fases metaestáveis dependendo da taxa de transformação em processos ativados termicamente, o que depende de mecanismos cinéticos como a difusão.

Os mais importantes parâmetros para o tratamento térmico a laser são os seguintes (U.S.LASER, 2011):

- 1) Densidade de energia: existe um valor máximo de entrega de energia sobre a superfície de um material (expressa por uma potência em relação a uma área, por exemplo), tal que, acima deste valor, começa a ocorrer fusão superficial naquele;
- 2) Velocidade de avanço do feixe sobre o material: que está naturalmente relacionada com a quantidade de energia que se deseja adicionar ao material;
- 3) Requisitos de comportamento mecânico final após o tratamento: a dureza máxima que o material pode atingir após tratamento térmico a laser é governada basicamente pelo teor de carbono presente nele (no caso de aços). Se são desejadas durezas intermediárias, deve-se limitar a entrega de energia pelo feixe laser;

4) Condição de resfriamento: pode-se considerar que a própria massa do material servirá de escoadouro para o calor gerado no processo, ou ainda podem ser usados jato de ar ou de água, óleo ou outros para que a microestrutura final desejada seja alcançada.

## 2.5 Processamento térmico a laser de aços avançados de alta resistência

A literatura a respeito do tratamento térmico localizado a laser, em aços avançados de alta resistência, ainda é escassa, sobretudo para o aço TRIP estudado aqui. O material publicado normalmente também não fornece todos os detalhes dos experimentos realizados, como por exemplo a desfocalização utilizada. Outros tipos de processamento térmico a laser, porém, sobretudo a soldagem, têm uma maior disponibilidade de publicações. Na maioria dos casos o objetivo era a avaliação de zonas termicamente afetadas pelo processo.

Apesar da diversidade dos objetivos em cada caso, a maioria dos autores aponta o uso do equipamento a laser como adequado para o que se propõe, com vantagens já citadas como o aporte energético em uma pequena área da peça trabalhada, a eficiência energética e a facilidade de automação, e o tamanho compacto dos equipamentos, por exemplo.

A seguir serão comentados alguns trabalhos publicados na área.

O efeito da quantidade de martensita e da quantidade de calor aplicada na diminuição de dureza de zonas afetadas termicamente, em soldas a laser para diferentes tipos de aços *dual phase* demonstraram que, apesar de apresentarem mecanismos diferentes, todas as classes do material estudado apresentaram esta tendência (diminuição de dureza), e estas correlações foram investigadas (XIA et al., 2008), sendo que uma função para a máxima diminuição de dureza na área termicamente afetada, relacionada com a quantidade de martensita do material-base, foi derivada. Apesar de o foco do presente trabalho ser o tratamento térmico em aços avançados de alta resistência, é interessante observar que a diminuição da dureza em algumas regiões afetadas pela radiação laser deve ser esperada, dependendo do nível de energia absorvido.

Um modelo de elementos finitos baseado em experimentos foi proposto para descrever o campo de temperaturas devido ao aquecimento pela adição de radiação laser para aços *dual phase* (KONG et al., 2009). A decomposição da martensita devida ao tratamento térmico foi considerada como uma função da velocidade de tratamento, dada uma potência fixa. Assim, de acordo com os autores, com o aumento da velocidade de processo, o gradiente de temperaturas na zona termicamente afetada é menor, o que resulta em grãos mais finos de martensita e uma menor decomposição de martensita nesta mesma zona. Normalmente

existiria uma zona, fora da área termicamente afetada, em que ocorre a diminuição da dureza do material pelo revenimento da fase martensita.

Em outro estudo, promoveu-se um tratamento térmico localizado com um laser de Nd:YAG (cujo meio ativo é uma barra de ítrio-alumínio dopada com neodímio) de 3 kW de potência máxima em diversos tipos de aços avançados de alta resistência, em chapas sem revestimento. O objetivo foi promover uma diminuição na dureza em áreas localizadas dos espécimes de ensaio (NEUGEBAUER et al., 2009), sendo que neste estudo toda a superfície dos espécimes foi tratada. As densidades de energia experimentadas variaram entre 2 e 13 J/mm<sup>2</sup>. A temperatura superficial foi mantida constante nestes experimentos, com controle realizado com pirômetro.

Os aços investigados foram do tipo *dual phase*, *transformed induced plasticity* e martensíticos com limite de resistência à tração entre 600 e 1200 MPa. Não foi verificado comportamento anisotrópico a partir dos ensaios mecânicos realizados com estes materiais, após tratamento térmico. Verificou-se uma redução no escoamento e no limite de resistência à tração e um aumento na deformação específica após o tratamento térmico, para os materiais *dual phase* e martensíticos. Porém, para o aço TRIP, houve pequena redução no escoamento, na resistência à tração e na deformação específica. Assim, o ganho em capacidade de deformação a frio (portanto facilidade de obtenção de peças estampadas ou embutidas) é maior para os aços *dual phase* e martensíticos, mas mesmo para os aços TRIP há um ganho após o tratamento térmico, conforme proposto, pela redução nas forças de escorregamento durante um processo de formação, para as faixas de densidade de energia experimentadas.

Uma conclusão geral deste estudo foi de que há boa indicação de melhora na formabilidade local para os aços estudados. Porém, geometrias mais complexas e recobrimentos das chapas (como por exemplo galvanização, comum para estes materiais na indústria) podem levar a uma diminuição das vantagens apresentadas por este tipo de tratamento. Além disso o estudo não apresentou uma avaliação da tendência de *spring back* do material e o efeito do tratamento nesta característica. Outro problema relatado foi a tendência à distorção apresentada pelo material quando processado termicamente pelo laser, o que tende a ser piorado quanto maior a energia adicionada e maiores as temperaturas alcançadas localmente.

Aços bifásicos DP 600 foram tratados experimentalmente com radiação laser e tiveram suas propriedades avaliadas (ASADI et al., 2012). Neste caso as chapas de material foram previamente deformadas com diferentes graus de deformação, após o que foram localmente aquecidas com a adição de radiação laser. O objetivo neste caso era o estudo do

endurecimento local do material, sendo que o processo experimental utilizado com tal fim foi ajustado de acordo com o objetivo do estudo. Para maiores valores de radiação adicionada e pré-deformação, houve mudança significativa na microestrutura do material, sendo que o efeito para valores menores destes parâmetros foi atribuído ao endurecimento ao forno (*bake hardening*, definido como o aumento do limite de resistência ao escoamento resultante do envelhecimento a alta temperatura após trabalho mecânico de deformação). Neste estudo, as superfícies afetadas, bem como as seções transversais das chapas de aço tratadas termicamente, foram analisadas por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e microscopia eletrônica de transmissão. A temperatura superficial neste estudo foi monitorada por pirômetro óptico, e algumas linhas de tratamento a laser foram feitas no sentido transversal aos espécimes de ensaios de tração, ou seja, não se tratou termicamente toda a área superficial da amostra. Foram utilizadas chapas de 1,9 mm de espessura.

As zonas afetadas pela radiação laser, bem como as zonas termicamente afetadas, foram investigadas pelas técnicas descritas. Avaliaram-se as composições destas zonas em termos de porcentagem dos microconstituintes ferrita, bainita e martensita, e ainda a dureza destas duas regiões, utilizando-se combinações de técnicas de difração de raios-X e microscopia. Conforme houve o aumento da energia laser adicionada, estes pesquisadores notaram um aumento da dureza, devido à presença maior dos constituintes bainita e martensita, notadamente de dureza maior do que a ferrita (ASADI et al., 2012).

Verificou-se também que foi difícil a distinção, por microscopia óptica ou microscopia eletrônica de varredura, das fases martensita e bainita, sendo usada neste estudo a técnica de microscopia eletrônica de transmissão (ASADI et al., 2012).

O mesmo estudo revelou que, em geral, maiores valores de energia adicionadas, na forma de radiação laser, levaram a maiores valores de limite de resistência à tração e limite de resistência ao escoamento, bem como a uma menor deformação total. As maiores resistências nas regiões tratadas foram atribuídas à maior presença de estruturas bainíticas e martensíticas, porém isso leva a uma evidente diminuição na ductilidade do material. Quanto maior a temperatura do tratamento térmico, maior a quantidade de austenita disponível para a formação de bainita e martensita, como esperado. Ainda, neste estudo, as modificações ocasionadas pelo tratamento térmico a laser foram predominantemente superficiais. A desfocalização aplicada nos experimentos não foi fornecida (ASADI et al., 2012).

O aumento da capacidade de conformação local também foi estudado, para aços completamente martensíticos e do tipo *complex phase*, com o uso de um equipamento laser de diodo capaz de entregar 10 kW de potência (BAUMANN et al., 2012) em modo contínuo.

Neste estudo foi desenvolvida também uma óptica especial para focalização, capaz de homogeneizar o feixe laser e projetar um foco retangular sobre a peça de trabalho com densidade de potência homogênea. Em adição, este conjunto óptico é capaz de mudar o tamanho do foco sobre a peça de maneira independente em sentidos ortogonais  $x$  e  $y$ , abrindo novas possibilidades de aplicação prática na indústria. Também neste caso o processo foi controlado com a ajuda de um pirômetro óptico. Uma alta potência foi desejável para que se estudasse a viabilidade em escala fabril de um tipo de equipamento como este. Porém, dispositivos especiais foram demandados para que houvesse uma refrigeração adequada no equipamento, incluindo fibras ópticas especiais com refrigeração a água integrada. Finalmente, um conjunto motorizado controlava as ópticas de focalização, móveis.

Em geral observaram-se uma redução do limite de resistência à tração e de dureza para os materiais processados, sendo que, dada a alta potência do feixe laser empregado, conseguiram-se velocidades de até 1 m/min para o processo (BAUMANN et al., 2012).

As indentações para obtenção de microdurezas Vickers mostraram que, na área com incidência de radiação laser, conseguiu-se uma distribuição homogênea de dureza, reflexo da homogeneidade do feixe conseguida com a óptica especial. Experiências de estampagem profunda, utilizando amostras tratadas a laser em locais específicos e com espessura de 1,5 mm, demonstraram as possibilidades da técnica, sendo que houve um ganho na possibilidade de conformação com o uso de um mesmo ferramental e mesma força de estampagem, em comparação com o material sem tratamento térmico.

Desenvolveu-se, no IEAv, a soldagem a laser de aços aeronáuticos de alta resistência multifásicos 4340, 300M e Maraging (ABDALLA et al., 2013). Neste caso a zona afetada termicamente foi posteriormente tratada pelo mesmo processo para que se ajustassem as propriedades do material em níveis adequados (por exemplo, a tenacidade da junta soldada).

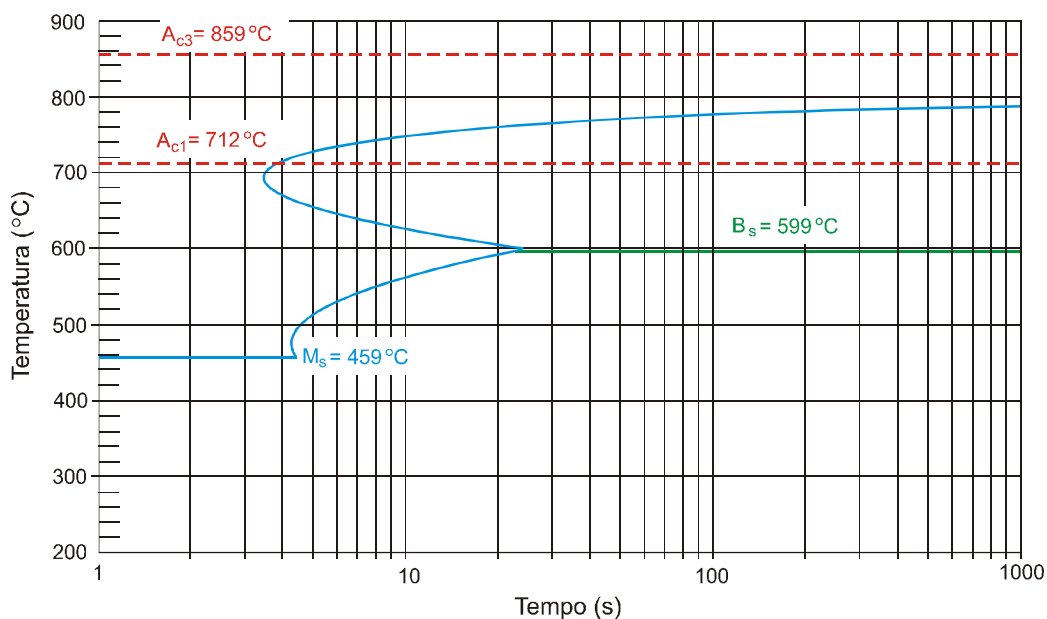
### 2.5.1 Avaliação das características térmicas dos aços DP 600 e TRIP 750

Desde que seria desejável uma estimativa do comportamento dos aços DP 600 e TRIP 750, sob tratamento térmico, para a proposição de rotas adequadas aos objetivos do presente trabalho, suas características foram avaliadas como segue. As temperaturas de austenitização para os aços estudados foram estimadas em: 859°C ( $A_{c3}$ ) e 712°C ( $A_{c1}$  - inicial de transformação austenítica, considerando-se o aquecimento da amostra) para o aço DP 600, e 855°C ( $A_{c3}$ ) e 730°C ( $A_{c1}$ ) para o aço TRIP 750, utilizando-se uma equação que leva em conta as porcentagens em massa dos diversos elementos de liga do aço (KASATKIN et al., 1984).



Os diagramas relacionando a temperatura, o tempo de resfriamento e a formação das microestruturas (diagramas TTT) para os dois materiais estudados foram estimados a partir de um programa escrito em linguagem Fortran (programa MAP\_STEEL\_MUCG83), dentro de um projeto de obtenção de algoritmos para avaliação de materiais, do Departamento de ciência dos materiais e metalurgia da Universidade de Cambridge (Reino Unido)(MAP, 2015). Este algoritmo em especial é baseado em referências que tiveram o objetivo de avaliar a aplicabilidade dos cálculos para a estimativa destes diagramas (BHADESIA, 1982) e avaliar a formação de bainita em aços (BHADESIA, 1992). Os diagramas referidos, para o aço DP 600 e TRIP 750, estão representados nas Figuras 14 e 15, respectivamente. Através do algoritmo utilizado também se avaliaram as temperaturas de início de transformação bainítica  $B_s$ .

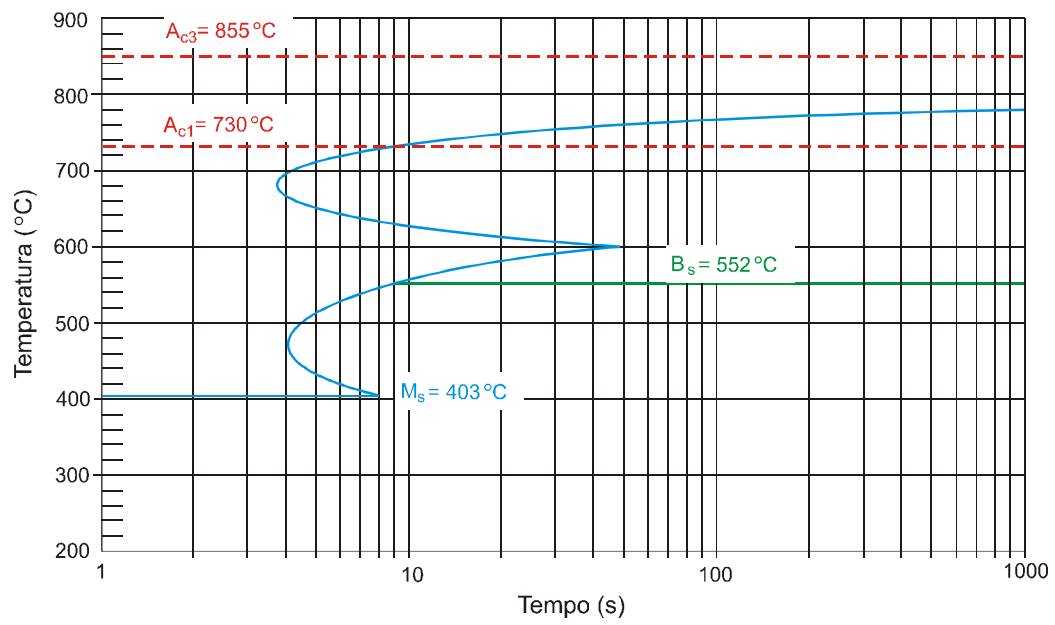
Figura 14 – Diagrama TTT estimado para o aço DP 600



Fonte: adaptado de (MAP, 2015)

Os diagramas estimados são muito similares aos obtidos por um *software* comercial para avaliação de propriedades térmicas, o JMatPro (JMATPRO, 2015). De fato, este *software* vem sendo utilizado para o levantamento destes tipos de diagramas, com resultados satisfatórios (GUO et al., 2014). No caso do aço DP 600, porém, existe uma defasagem com relação ao tempo, ou seja, o diagrama gerado pelo MAP\_STEEL\_MUCG83 está deslocado cerca de 2 segundos para a frente com relação ao tempo das transformações. Não se obteve uma explicação adequada para esta diferença, mas a base considerada foi o diagrama gerado através do MAP\_STEEL\_MUCG83.

Figura 15 – Diagrama TTT estimado para o aço TRIP 750



Fonte: adaptado de (MAP, 2015)

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais conforme fornecidos

Os materiais laminados foram fornecidos pela empresa Usiminas, uma das componentes do consórcio de empresas produtoras de aço citado na seção 2.2. O aço DP foi fornecido galvanizado, o que foi removido para as análises e ensaios. O aço TRIP foi fornecido sem recobrimento. Todos os espécimes foram obtidos das mesmas chapas, e a espessura nominal do material é de 1,6 mm. A composição química das chapas, em porcentagem de peso, conforme informada pelo fornecedor, consta da Tabela 1.

Tabela 1– Composição química dos materiais estudados, como fornecidos (%)

Material	C	Mn	Si	Mo	Al	P	Ni	Nb	Cr	N	S	Cu	Ti
DP 600	0,076	1,67	0,017	0,16	0,032	0,016	0,017	0,01	0,023	0,0052	0,0048	0,015	--
TRIP 750	0,22	1,49	1,36	--	0,44	0,021	0,008	--	0,13	0,004	0,0013	0,005	0,006

Fonte: autor

Na Tabela 1, valores em branco representam uma porcentagem menor do que 0,005.

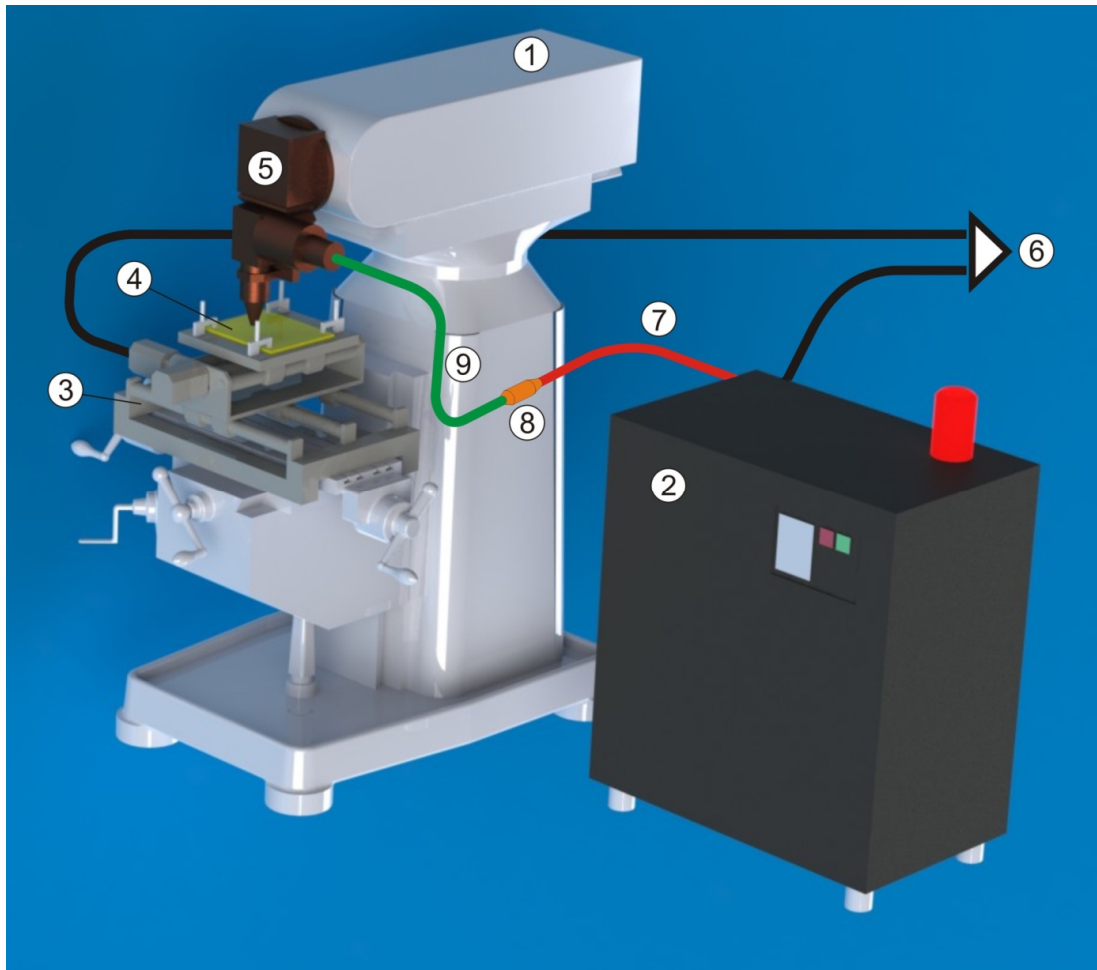
#### 3.2 Equipamento experimental de processamento a laser utilizado e suas características

O equipamento laser utilizado foi disponibilizado no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Laser e Óptica (DedDALO) do IEAv/DCTA. O equipamento foi fabricado pela IPG Photonics, e o modelo é o YLR-2000 (laser a fibra óptica dopada com itérbio, modo de operação contínuo, montada em um *rack*, com alimentação elétrica) que pode fornecer potência máxima de saída de dois kW (IPG, 2015). A fibra de saída do equipamento tem 100  $\mu\text{m}$  de diâmetro e comprimento de 5 m. A Figura 16 mostra a esquematização do arranjo experimental utilizado para o tratamento térmico das amostras.

No equipamento, uma unidade de acoplamento faz a conexão óptica com uma segunda fibra de 50  $\mu\text{m}$  de diâmetro e 10 m de comprimento que é conectada a um colimador óptico e termina em uma óptica de focalização; sendo que este componente contém uma lente de distância focal de 160 mm que pode focalizar o feixe de saída em um diâmetro de 100  $\mu\text{m}$

sobre a peça de trabalho. Este equipamento apresenta um índice de qualidade de feixe  $M^2$  de 12, e emite o feixe com comprimento de onda de 1080 nm. A eficiência é maior que 30%.

Figura 16 – Arranjo experimental utilizado para o tratamento térmico das amostras



Fonte: autor

- 1 – Fresadora convencional;
- 2 – *Rack* do equipamento laser;
- 3 – Mesa coordenada horizontal (XY);
- 4 – Peça de trabalho;
- 5 – Cabeçote coordenado vertical (Z) e óptica de focalização;
- 6 – Controle de processo (CNC);
- 7 – Fibra óptica de saída (diâmetro 100  $\mu\text{m}$ );
- 8 – Unidade de acoplamento de fibras ópticas;
- 9 – Fibra óptica de acoplamento (diâmetro 50  $\mu\text{m}$ ).

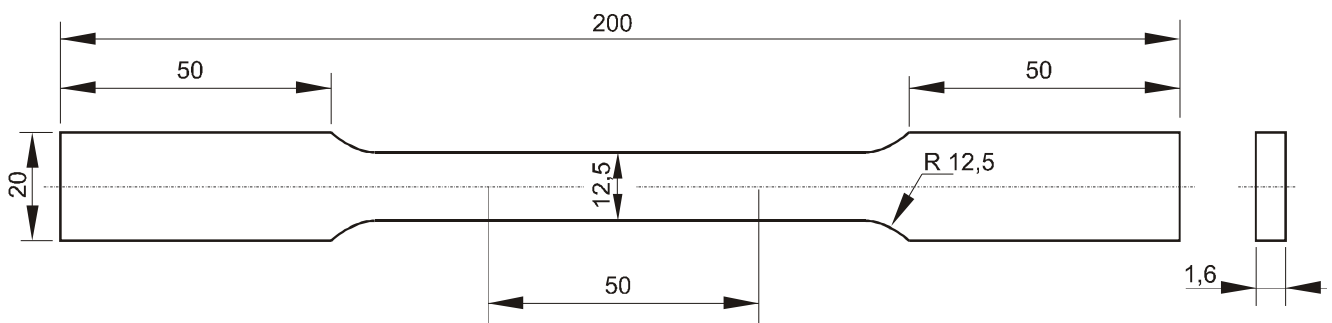
A mesa de trabalho, montada em uma fresadora convencional, é composta por três conjuntos que permitem deslocamento nos eixos vertical, horizontal e em profundidade, e que pode ser controlada por comando numérico computadorizado trabalhando em conjunto com um software e um computador dedicados. Para este arranjo é possível obter uma intensidade máxima do feixe laser, sobre o material sendo processado, da ordem de  $50 \text{ MW/cm}^2$  (OLIVEIRA, 2011). Os movimentos da mesa coordenada são acionados por motores de passo, sendo que, no plano de trabalho horizontal a sua precisão é de  $5 \mu\text{m}$ ; já o motor de passo de acionamento do eixo vertical tem uma precisão de  $1 \mu\text{m}$ .

Diodos a semicondutores são utilizados primariamente para bombear energia, emitindo radiação espectral na faixa do infravermelho próximo (com comprimento de onda de 1060 a 1080 nm). A vida estimada dos diodos ultrapassa 100000 horas. A refrigeração do sistema é feita por um sistema à água (OLIVEIRA, 2011).

### 3.3 Ensaios de tração

Foram realizados ensaios de tração em espécimes dos dois materiais estudados, conforme recebidos e após tratamentos térmicos a laser. Os espécimes para este estudo foram confeccionados conforme norma ASTM E8/E8M-11 (ASTM, 2012) e suas dimensões estão representadas na Figura 17. Foram obtidos de forma a terem um alinhamento longitudinal ao sentido de laminação das chapas. O espécime é descrito na norma como *Sheet Type, 12,5 mm wide*.

Figura 17 – Geometria dos espécimes de ensaio de tração (medidas em milímetros)



Fonte: adaptado de (ASTM, 2012)

A norma referida prescreve meios padronizados para a realização de ensaios de tração em materiais metálicos à temperatura ambiente (entre  $10$  e  $30^\circ \text{C}$ ), para a determinação do

limite de resistência do material ao escoamento, deformação específica, limite de resistência à tração, entre outras características. Todos os ensaios de tração realizados utilizaram extensômetro acoplado ao corpo de prova, para o monitoramento da deformação experimentada. O comprimento nominal dos corpos de prova empregados é de 50 mm.

A máquina para ensaio de tração disponível nos laboratórios do IEAv foi a EMIC modelo DL-10000, com capacidade máxima de carga de 100 kN. Este equipamento é fornecido com *software* de controle próprio (Tesc), sendo que este *software* permite uma interface com o usuário tal que é possível a elaboração de métodos adequados (rotinas) de ensaio, além de configurações como o tipo de saída dos dados e relatórios de resultados personalizados. O *software* Tesc possui linguagem própria, denominada TEST SCRIPT (EMIC, 2015).

De acordo com a norma utilizada, materiais de alta resistência como os estudados aqui requerem atenção especial com respeito ao acabamento superficial quando da obtenção dos espécimes de ensaio. Porém, apesar de o grau de acabamento ou níveis de rugosidade superficial dos corpos de prova para ensaio de tração normalizados não serem determinados explicitamente na norma, vários autores citam o uso de eletroerosão a fio com posterior rebarbação com lixa como adequado à obtenção dos corpos de prova (LOIDL, KOLK, 2011; GÖĞÜŞ et al., 2014). Experimentos com corte por eletroerosão a fio de aços de alta resistência *maraging* e 300M (ZANNI, SANTOS, 2014) levaram a valores de rugosidade média superficial Ra entre 1,4  $\mu\text{m}$  e 4,6  $\mu\text{m}$ . Isso corresponde a classes de acabamento superficial entre N7 e N9, de acordo com classificação da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT, 1984). Este acabamento corresponde, por exemplo, ao obtido por usinagem por fresamento de acabamento, sendo assim adequado para os corpos de prova de ensaios de tração (SENAI, 1996). Considerando o exposto, foi utilizada, para a obtenção de corpos de prova para os ensaios de tração neste trabalho, a eletroerosão a fio.

De acordo com a ASTM E8/E8M-11, as dimensões do espécime devem ser medidas com precisão de 0,02 mm para medidas maiores que 5 mm, e com precisão de 0,002 mm para dimensões entre 0,5 e 2,5 mm, para a avaliação da seção transversal inicial do espécime.

Também de acordo com a norma, na determinação das propriedades elásticas de materiais metálicos em forma de chapas, a velocidade de ensaio pode ser determinada pelo produto entre a dimensão da seção reduzida original do corpo de prova (57 milímetros para o caso deste estudo) por um fator de 0,015 mm/mm/min, o que resultaria em uma velocidade de 0,855 mm/min. Na prática, vários trabalhos em aços avançados de alta resistência utilizaram velocidades de ensaio variando entre 0,1 e 2 mm/min (LOIDL, KOLK, 2011; SHOME,

TUMULURU, 2015; WESTERBAAN et al., 2014; CHIANG, 2012). Foi escolhida como velocidade padrão para este trabalho, 0,8 mm/min.

Com relação ao aço DP, estudo anterior revelou que havia uma pequena dependência dos parâmetros observados em ensaios de tração da velocidade do ensaio (FARABI, 2007).

As avaliações do limite de resistência ao escoamento foram baseadas no método que leva em conta uma reta paralela a 0,2% da região elástica do material conforme diagrama tensão x deformação obtidos nos ensaios, de acordo com a ASTM E8/E8M-11.

Também, para a obtenção das medidas da seção transversal do espécime para ensaio de tração, a largura da parte mais estreita (medida nominal de 12,5 mm) foi considerada a média da medição em 3 pontos.

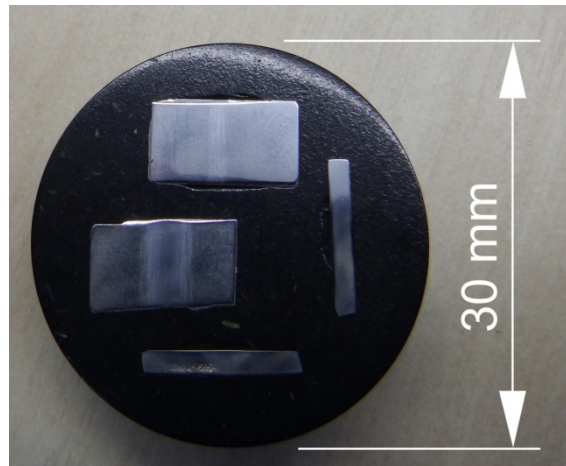
Após os ensaios de tração em amostras tratadas termicamente, também se efetuou avaliação da rugosidade e dos perfis na superfície e na transversal dos corpos de prova. O rugosímetro utilizado é um Talysurf PGI 1240 de fabricação da empresa Taylor Hobson, Leicester, Inglaterra, com resolução de medição de deslocamento vertical de 0,8 nm com deslocamento horizontal de 0,125 $\mu$ m, realizando até 8000 leituras por milímetro de deslocamento. O raio do apalpador utilizado é de 2  $\mu$ m.

### 3.4 Metalografia

Foram realizadas avaliações metalográficas nos materiais estudados, a princípio em amostras sem tratamento térmico e após tratamentos térmicos a laser. A preparação das amostras, de acordo com a norma ASTM E3-11 (ASTM, 2001a), constou do corte adequado das amostras (com medidas em torno de 12 x 7 mm), posterior embutimento a quente em baquelite, e lixamento em poliriz manual Aerotec Aropol 2V com lixas de gramatura 240, 600, 800, 1000, 1200, 1500 e 4000. Após isso as amostras foram polidas com sílica coloidal de 1 e 0,3  $\mu$ m, sendo lavadas com água e secas com ar quente imediatamente antes dos ataques químicos.

Para a análise microscópica das amostras foi utilizado um microscópio óptico Zeiss Imer A2, usando-se iluminação de campo claro. Um aspecto típico das amostras embutidas, conforme descrito, está representado na Figura 18. A figura mostra amostras dos materiais tratados termicamente, sendo que amostras para visualização da superfície irradiada, bem como a sua transversal, estão embutidas lado a lado.

Figura 18 – Aspecto de amostras tratadas termicamente e embutidas para metalografia



Fonte: autor

Apesar de o nital, enquanto solução para ataque metalográfico, apresentar limitações no sentido de ser empregado em aços multifásicos, ele se mostra relativamente adequado para revelar a microestrutura do aço DP, considerando que este material apresenta frações muito pequenas de outras fases que não a ferrita e a martensita. No caso do aço TRIP, desde que não existe uma técnica única e adequada para uma correta avaliação metalográfica, o nital consegue apenas levar a uma distinção simplificada, entre a matriz ferrítica, e outras microestruturas.

Assim, o nital foi escolhido como padrão para este trabalho, dado seus objetivos. Após algumas tentativas com relação ao tempo adequado de ataque das amostras e concentração ideal do nital, fixou-se um padrão de dez segundos e uma concentração de 2% para os estudos propostos aqui. O que se esperou com esta técnica foi a visualização, ao microscópio, dos efeitos da adição da radiação laser, tendendo a promover a formação de microestruturas mais duras como a martensita.

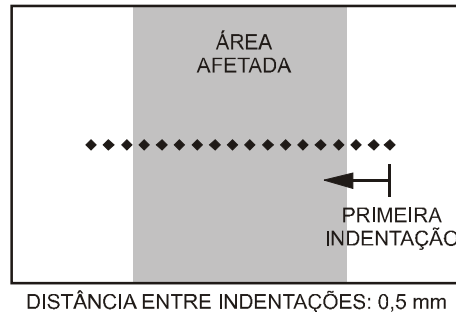
### 3.5 Ensaios de microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers para este trabalho foram realizados com um instrumento da Future Tester, FM-700, de acordo com a norma ASTM E384 (ASTM, 2011), adotando-se uma carga de 500 gf e tempo de espera de dez segundos. As indentações foram igualmente distribuídas, no sentido transversal à direção de avanço do feixe laser utilizado nas experiências, a fim de que se pudessem observar as mudanças promovidas pela interação, a partir do material-base (que não foi afetado). As indentações foram distribuídas conforme



método ilustrado na Figura 19. A distância percorrida total de nove milímetros foi escolhida de tal forma que pudesse acompanhar todas as áreas afetadas pelo tratamento.

Figura 19 – Método de avaliação da dureza das amostras



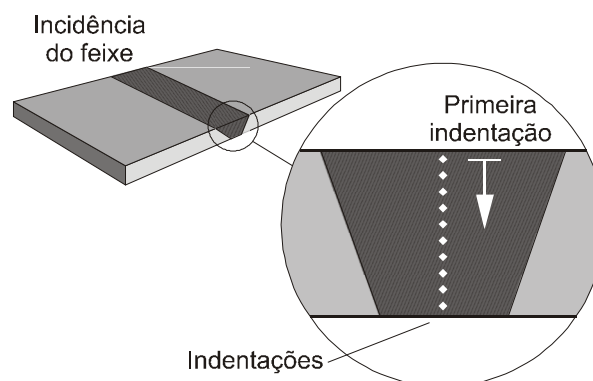
Fonte: autor

Também foram feitas também medidas de dureza Vickers transversalmente à espessura das chapas tratadas termicamente, para a verificação da profundidade de penetração dos efeitos da energia laser adicionada, a partir da superfície de incidência.

Para estas medições utilizou-se um microdurômetro instrumentado Anton Paar, que permite a execução de programas de medição de micro e nanodureza, por exemplo uma matriz de medições em torno de um ponto determinado na amostra, automaticamente.

Para este estudo, foram realizadas medições ao longo de uma linha, com distância entre indentações de 0,1 mm, e, como neste caso a distância entre indentações foi menor, utilizou-se como carga de indentação 100 gf. O método está ilustrado na Figura 20.

Figura 20 – Medição de dureza Vickers ao longo da profundidade das chapas, a partir da superfície de incidência do feixe laser



Fonte: autor

### 3.6 Tratamento térmico a laser das amostras

Sendo o objetivo deste estudo a promoção de transformações no estado sólido (ou seja, tratamentos térmicos) nos materiais, o limiar superior de absorção de energia por estes seria tal que ocorresse o início de uma fusão superficial nas amostras. Uma vez conhecido este limiar, as condições de tratamento deveriam levar a níveis de energia abaixo deste valor.

A princípio seria desejável, assim, o conhecimento do comportamento térmico dos dois materiais de estudo, com a estimativa de seus diagramas tempo-temperatura-transformação, e também a avaliação da temperatura superficial obtida conforme variação dos parâmetros de processo, quais sejam: potência nominal do feixe laser, velocidade de avanço do feixe sobre a peça e desfocalização do feixe. Assim, poder-se-ia estimar tanto a microestrutura resultante de dado tratamento térmico, quanto a fração de cada microconstituente. A estimativa dos diagramas tempo-temperatura-transformação, para os materiais estudados, está apresentada na seção 2.5.1.

Porém, na prática verifica-se uma dificuldade na avaliação correta da temperatura superficial obtida a partir de determinados conjuntos de parâmetros de tratamento térmico, para os dois materiais estudados. Isso porque as equações para o cálculo destas temperaturas são baseadas em propriedades ópticas e térmicas que variam de acordo com o decorrer do processo, transiente. Estas propriedades ainda não foram totalmente determinadas para estes materiais.

Já a avaliação experimental da temperatura superficial alcançada é prejudicada pelos seguintes fatores. No caso da tentativa de uso de termopares para a avaliação desta temperatura, o problema é que não se conhece adequadamente como o calor se propaga em três dimensões pelos materiais. Então, considerando-se que um termopar fosse instalado na parte de baixo da chapa, não se poderia inferir com precisão a temperatura na superfície de irradiação; se porém, o termopar fosse instalado na região de irradiação, a leitura seria relativa à interface entre o termopar e a amostra, mascarando novamente as medições.

No caso do uso de câmera térmica, a dificuldade consiste na avaliação correta do parâmetro de emissividade da superfície irradiada. Isso porque a emissividade varia com a temperatura superficial para cada material sendo estudado, sendo que, novamente, no caso destes dois materiais estudados, não se conhece a faixa de variação de emissividade para as temperaturas possíveis de serem alcançadas neste estudo, o que na prática inviabilizou o uso de câmera térmica com este propósito.

Assim, duas etapas de experimentos foram realizadas: uma preliminar para determinar um objetivo de ensaio (uma área-alvo de ensaio, ou seja, um conjunto de parâmetros de processo) e outra, baseada na primeira, na qual se proporiã variações nestes parâmetros.

### 3.6.1 Caracterização inicial do processo

Uma primeira etapa de experimentos foi realizada com o objetivo de se obter uma área-alvo para ensaios posteriores. O objetivo desta etapa foi identificar um conjunto de parâmetros experimentais em torno do qual o trabalho se desenvolveria posteriormente.

Os três parâmetros experimentais do tratamento térmico a laser, conforme mencionado, são: a desfocalização do feixe laser sobre o material, a velocidade de avanço, e a potência nominal irradiada. Em um equipamento a laser, potência de saída (potência efetivamente entregue para a operação de processamento do material) normalmente pode ser estritamente controlada, o que garante que uma potência nominal desejada seja alcançada com os ajustes adequados.

A velocidade do processamento depende, por sua vez, da temperatura desejada no material e dos mecanismos metalúrgicos da formação das suas diversas fases, ou seja, as propriedades deste material (LIA, 2001). Já a área coberta pela radiação laser durante o tratamento não está relacionada a estes parâmetros e pode ser independentemente controlada com a variação do foco sobre a peça de trabalho.

Para promover transformações em estado sólido (como por exemplo endurecimento), vários autores reportaram resultados para vários metais e suas ligas para a faixa entre 1 e 100 J/mm<sup>2</sup> (ION, 2005), conforme representado no diagrama da Figura 12.

Em estudo anterior sobre tratamento térmico a laser (SO; KI, 2013), valores de temperatura máxima superficial foram obtidos para um aço AISI 1020 de espessura 1,3 mm. Assim, relacionou-se a potência nominal do feixe com a temperatura superficial obtida, para várias velocidades de avanço do feixe, conforme Tabela 2.

As temperaturas  $A_{c3}$  e  $A_{c1}$  naquele caso foram estimadas em 793 e 727 °C, respectivamente. A porcentagem de carbono, elemento de importância no aço, no material estudado por SO e KI é próxima à do aço TRIP 750 estudado aqui, o que levou à consideração de valores de densidades de energia para a promoção de transformações no estado sólido pretendidas.

SO e KI também tinham desenvolvido um mapa de processo para tratamento térmico a laser em aços ao carbono, utilizando modelo de condução de calor unidimensional (KI; SO,

2012). Os resultados calculados foram confrontados com resultados obtidos experimentalmente, para aços AISI 1020 e 1035, sendo que uma boa concordância com as previsões foi observada.

Neste caso, utilizando-se como referência os resultados publicados no trabalho posterior destes autores (SO; KI, 2013), uma estimativa grosseira do efeito, com relação à temperatura superficial, da densidade de energia (o produto entre a densidade de potência e o tempo de interação, conforme seção 2.4.1) pôde ser inferida em relação à referência apresentada.

Tabela 2 – Variação da temperatura máxima superficial para diversos valores de velocidade de avanço do feixe e potência nominal do laser, para chapas de 1,3 mm de espessura de aço AISI 1020.

Velocidade de avanço (mm/min)	Potência nominal do feixe (W)	Densidade de potência ( $W/mm^2$ )	Tempo de interação (s)	Densidade de energia ( $J/mm^2$ )	Temperatura superficial da amostra ( $^{\circ}C$ )
150	220	3,44	3,2	10,99	793
	264	4,12	3,2	13,30	957
	303	5,05	3,2	16,16	1122
	342	5,34	3,2	17,09	1286
120	204	3,19	4,0	12,74	957
	272	4,25	4,0	17,00	1122
	297	4,64	4,0	18,56	1286
	345	5,39	4,0	21,56	1450

Fonte: adaptado de SO; KI (2013).

Assim, tomando-se como estimativa os resultados reportados conforme a Tabela 2, densidades de energia entre 10 e 20  $J/mm^2$  seriam desejáveis, para que ocorressem transformações em estado sólido nos materiais estudados aqui.

Considerando-se esta primeira aproximação em termos de densidade de energia necessária para o processo, procedeu-se então à sua caracterização experimental inicial, levando-se em conta o aço TRIP 750, com uma desfocalização arbitrada em 50 mm, considerando a geometria do aparato experimental disponível, para que a área irradiada na superfície da peça fosse circular, em torno de sete milímetros de diâmetro.

Isso foi arbitrado, para que se pudesse facilitar a visualização ao microscópio das amostras quando cortadas e embutidas em substratos de baquelite de 30 mm de diâmetro. Já a velocidade de avanço foi estipulada em torno de 100 mm/min, devido à inércia do aparato experimental, e potência foi ajustada em torno de 300 W, para que nestas experiências a densidade de energia resultante se situasse entre 10 e 30 J/mm<sup>2</sup>.

Dez experimentos foram realizados no material, sendo que houve uma primeira avaliação, qualitativa, levando-se em conta se houve ou não fusão superficial, o que representava o limiar superior de aporte energético de acordo com os objetivos deste trabalho.

De acordo com o arranjo experimental, as chapas para tratamento foram cortadas com medidas de 200 x 200 mm, e montadas conforme a Figura 21, que mostra ainda o efeito da radiação laser sobre a superfície (o feixe laser, emitindo na faixa do infravermelho, é invisível). Os parâmetros de processo destes experimentos estão apresentados na Tabela 3.

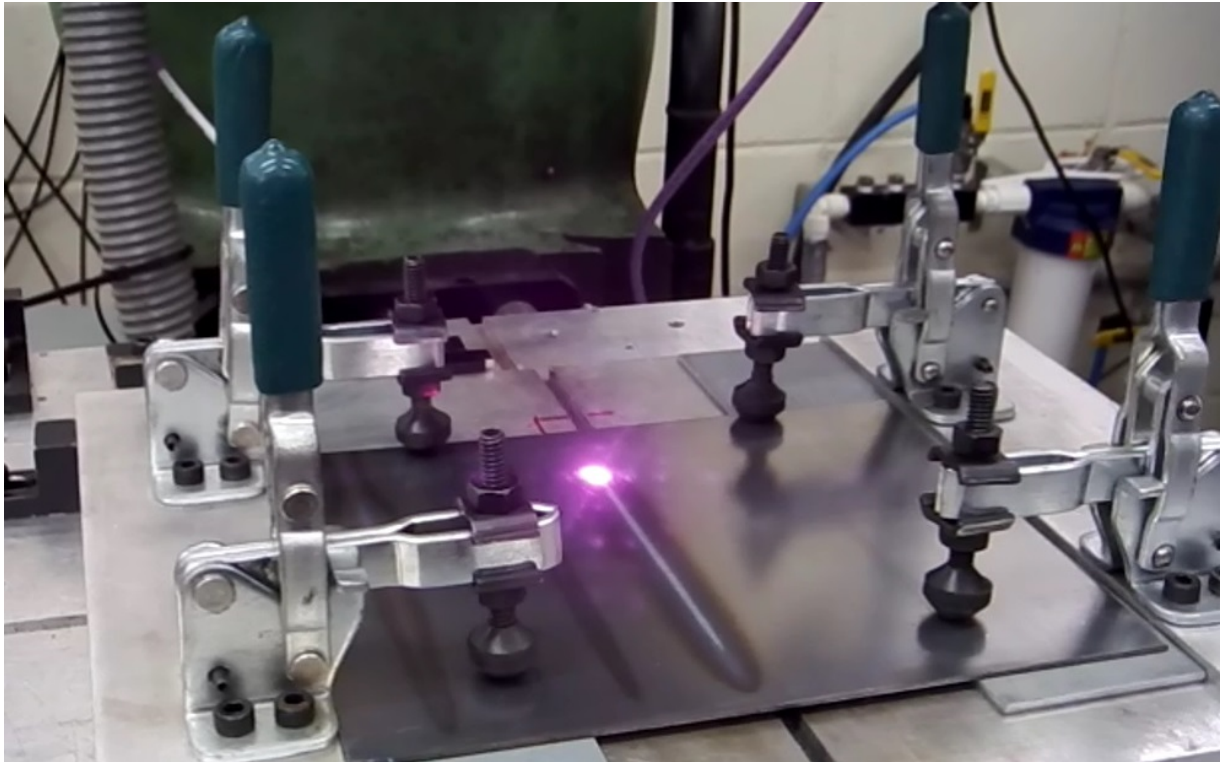
Tabela 3 – Parâmetros para caracterização inicial do processo

Código do experimento	Potência nominal (W)	Velocidade de avanço (mm/min)	Densidade de energia calculada (J/mm <sup>2</sup> )
A1	200	60	30,86
A2	200	120	15,43
A3	300	120	23,14
A4	300	180	15,43
B1	300	150	18,51
B2	300	210	13,22
B3	300	240	11,57
B4	300	135	20,57
B5	300	142	19,56
B6	300	157	17,69

Fonte: autor

Uma análise metalográfica das amostras obtidas nesta primeira caracterização, seguindo-se os procedimentos descritos na seção anterior e considerando-se ainda que não houvesse fusão superficial, levou ao ponto de interesse relacionando os parâmetros de processo como: 300 W de potência nominal do feixe, desfocalização de 50 mm e velocidade de avanço de 150 mm/min.

Figura 21 – Caracterização inicial do processo



Fonte: autor

### 3.6.2 Parâmetros experimentais para tratamento térmico a laser para os aços DP 600 e TRIP 750

Após a caracterização inicial do processo, amostras de ambos os materiais foram irradiadas com os parâmetros constantes na Tabela 4, que são variações em torno do conjunto de parâmetros identificados na primeira etapa de experimentos com o equipamento laser. Na codificação utilizada, o prefixo T indica amostras de aço TRIP e o prefixo D as de aço DP. Experimentaram-se variações dos parâmetros (desfocalização, potência e velocidade de avanço), para que se pudesse avaliar a influência de cada um. Nota-se que existem casos de ensaio que apresentam uma mesma densidade de energia (por exemplo os casos T1 e T4), mas densidades de potência diferentes. Isso foi proposto deliberadamente para que se estudasse a influência da densidade de potência sobre os efeitos físicos dos tratamentos térmicos.

Primeiramente foram obtidas amostras tratadas termicamente para avaliação microestrutural, de microdureza e ensaios de difratometria de raios-X. Assim estas amostras foram tratadas, a partir de chapas de 200 x 200 mm dos materiais, utilizando-se um suporte (chapa de alumínio de espessura 20 mm) sob as chapas, e posteriormente preparadas conforme descrito.

A seguir, foram tratadas termicamente, levando-se em conta também os parâmetros constantes da tabela 4, chapas de ambos os materiais, para posterior obtenção de corpos de prova para ensaios de tração.

Tabela 4 – Parâmetros de processo para ensaios nos dois materiais de estudo

Código	Desfocalização do laser (mm)	Velocidade de avanço (mm/min)	Potência nominal do feixe (W)	Densidade de energia (J/mm <sup>2</sup> )
T1 ou D1	50	135	270	18,52
T2 ou D2	50	135	330	22,63
T3 ou D3	50	165	270	15,15
T4 ou D4	50	165	330	18,52
T5 ou D5	45	135	270	20,57
T6 ou D6	45	135	330	25,15
T7 ou D7	45	165	270	16,83
T8 ou D8	45	165	330	20,57

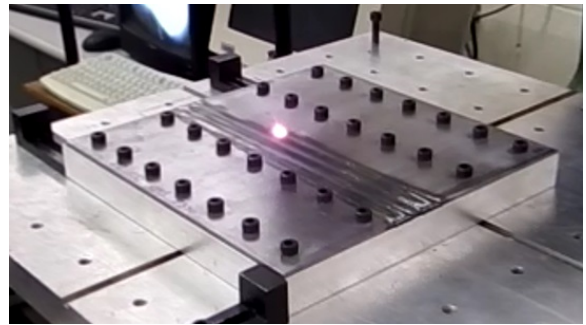
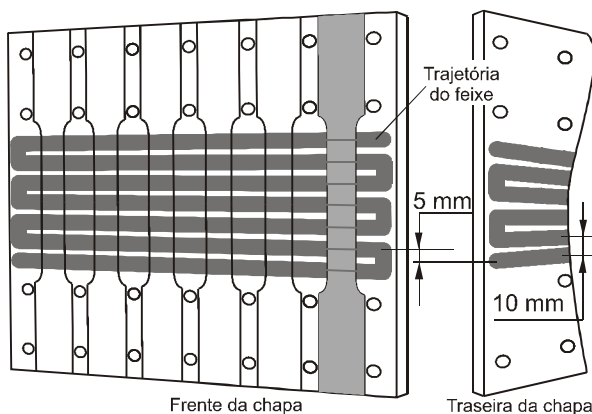
Fonte: autor

Para esta etapa (obtenção de corpos de prova para ensaios de tração), seis casos de ensaio foram escolhidos, sendo que, no caso de pares de casos de ensaio com uma mesma densidade de energia, escolheu-se o caso que apresentou um efeito físico mais pronunciado sobre a amostra, a partir de análise de dureza e metalografia.

Os espécimes foram obtidos na direção de laminação das chapas, e as amostras foram irradiadas conforme esquema apresentado à esquerda na Figura 22, na qual estão representados os traços de tratamento térmico, ou seja, a geometria percorrida pelo feixe laser, além da representação de um corpo de prova obtido. Também se pode ver, nesta figura, à direita, um caso de ensaio conforme realizado em laboratório.

Ambos os lados foram irradiados, com uma distância de 10 mm entre um passe e outro, na transversal da amostra. Uma superfície da chapa tem os passes defasados em 5 mm com relação à outra superfície, e seis corpos de prova foram obtidos em cada chapa, conforme a figura. Cada chapa (permitindo a obtenção de seis corpos de prova) tem um tratamento térmico associado (caso de ensaio).

Figura 22 – Esquema de tratamento térmico em amostras para ensaios de tração (à esquerda) e imagem de um experimento (à direita)



Fonte: autor

### 3.7 Difratometria de raios-X

Foram feitas difratometrias em cada um dos materiais sem tratamento térmico, e posteriormente com amostras submetidas aos tratamentos conforme propostos.

O difratômetro utilizado foi o Rigaku Ultima IV equipado com tubo com alvo de cobre utilizado como fonte de raios-X, e como detector um contador cintilador. Nos ensaios de difração, o tubo de raios-X operava com tensão de 40 kV e com corrente de 30 mA. Após experimentos iniciais abrangendo um ângulo de varredura de 20 a 120 graus, limitou-se a faixa entre 40 e 90 graus, sendo suficiente para as avaliações posteriores e otimização do tempo de ensaio. Os incrementos de leitura foram de 0,05 grau com tempo de leitura de 6 s por incremento. As fendas e a ótica do acessório proprietário *cross beam optics* (CBO) acoplados garantiam a formação de um feixe paralelo de 3 mm x 2 mm incidindo sobre a amostra. As varreduras foram realizadas sobre as áreas de incidência do feixe laser.

As amostras das chapas de aço DP 600 e de aço TRIP 750, conforme recebidos, foram lixadas e polidas antes da realização do ensaio de difração. Já as amostras tratadas a laser, antes do ensaio de difração, foram embutidas em baquelite, lixadas, polidas e atacadas com nital a 2% para revelar a superfície termicamente afetada pelo laser. Por meio de uma câmera acoplada ao difratômetro, a trajetória retilínea de deslocamento do laser sobre as amostras, revelada pelo ataque metalográfico, era centralizada ao plano de incidência do raio-X no difratômetro. Desta forma, conforme mencionado, a difração ocorria exatamente na superfície que havia sido tratada. A identificação dos picos, e fases presentes no difratograma, foi realizada através do software proprietário Rigaku PDXL.



## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Caracterização dos materiais conforme recebidos

#### 4.1.1 Análise metalográfica

O objetivo básico da análise metalográfica realizada nesta etapa foi identificar a estrutura do material na condição como recebido e utilizar as imagens como elemento de comparação com as imagens que evidenciariam as alterações microestruturais geradas pelos tratamentos térmicos posteriores.

A Figura 23 mostra uma microestrutura característica do aço DP 600 conforme recebido, na forma de uma matriz de ferrita poligonal, além de ilhas de martensita. Os grãos de ferrita poligonal têm tamanho avaliado, visualmente, em torno de 10  $\mu\text{m}$ .

De fato, os aços DP apresentam entre 10 e 20% de martensita em sua microestrutura, e a quantidade das fases que não a ferrita e a martensita representam uma fração muito pequena neste tipo de material (BRAMFITT, BENSCOTER, 2002).

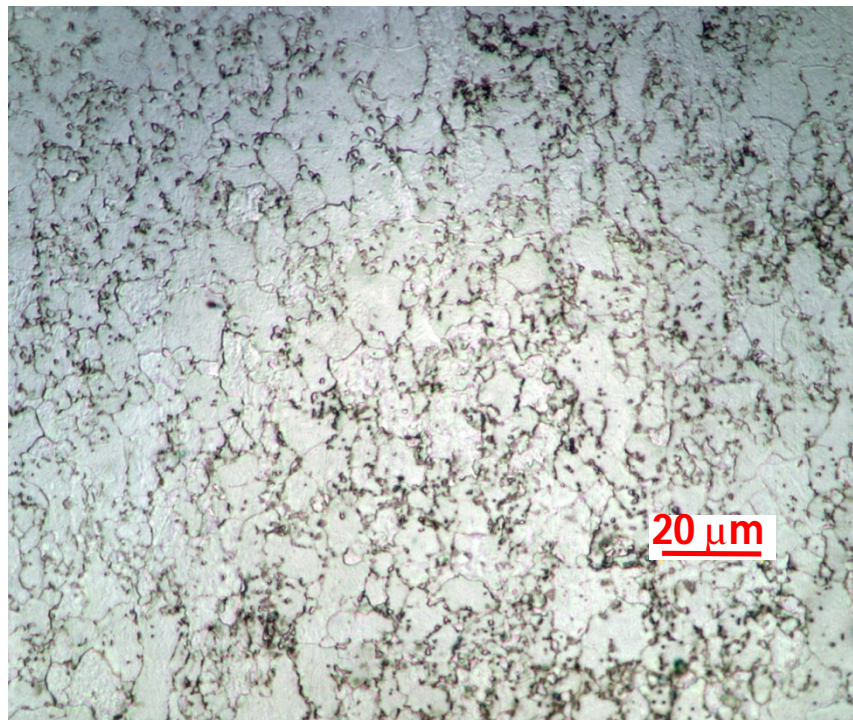
A microestrutura original do aço TRIP 750 fornecido, por sua vez, apresenta-se mais complexa quando comparada com o aço DP 600.

Porém, o ataque metalográfico utilizado permite distinguir apenas as fases mais claras, como por exemplo a matriz ferrítica, na forma de grãos poligonais, algumas vezes com tons mais leves de cinza claro tendendo ao branco (KANTOVISCKI, 2005), e provavelmente a austenita retida, das outras fases mais escuras, como a martensita e a bainita.

O estudo completo de um aço apresentando martensita em sua microestrutura, como neste tipo de material, porém, demanda o uso de microscópio eletrônico ou outras técnicas de caracterização microestrutural, pois ela se apresenta de várias formas complexas.

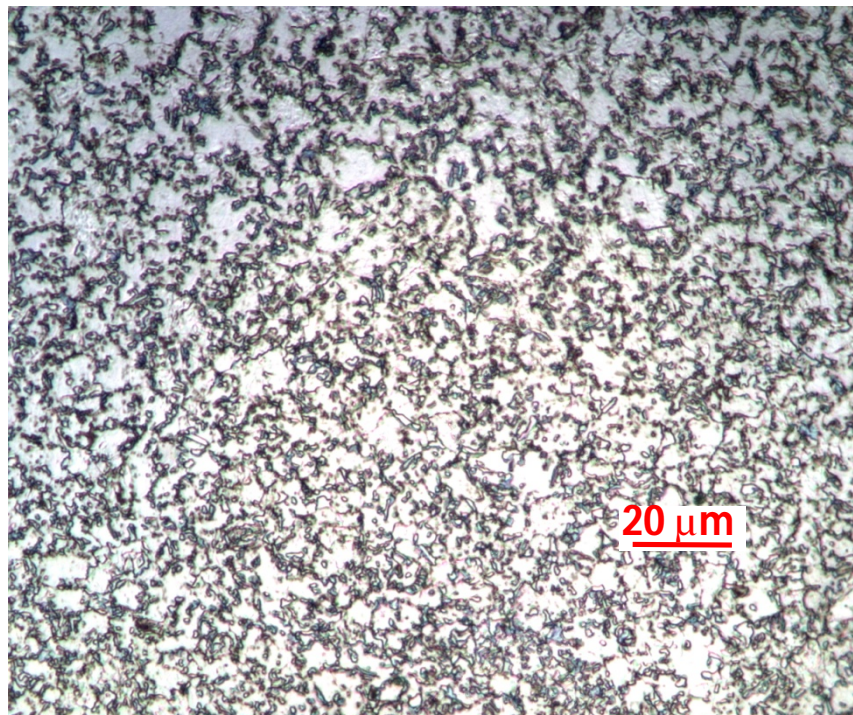
O tamanho dos grãos de ferrita foram avaliados em torno de 15  $\mu\text{m}$ . A Figura 24 representa a micrografia do aço TRIP 750 conforme recebido.

Figura 23 – Aspecto microestrutural do aço DP 600 conforme recebido. Ataque: nital a 2%



Fonte: autor

Figura 24 – Aspecto microestrutural do aço TRIP 750 conforme recebido. Ataque: nital a 2%



Fonte: autor



#### 4.1.2 Avaliação de dureza

As durezas foram avaliadas em  $229 \pm 5,3 \text{ HV}_{0,5}$  para o aço TRIP 750, e  $203 \pm 5,7 \text{ HV}_{0,5}$  para o aço DP 600, conforme recebidos. Os valores representam a média de 50 leituras obtidas em variadas amostras dos materiais. As distâncias mínimas com relação às bordas das amostras, bem como entre indentações, para que se evitassem interferências nas leituras provocadas pela deformação plástica do material ao redor das indentações, conforme norma ASTM E384, foram observadas.

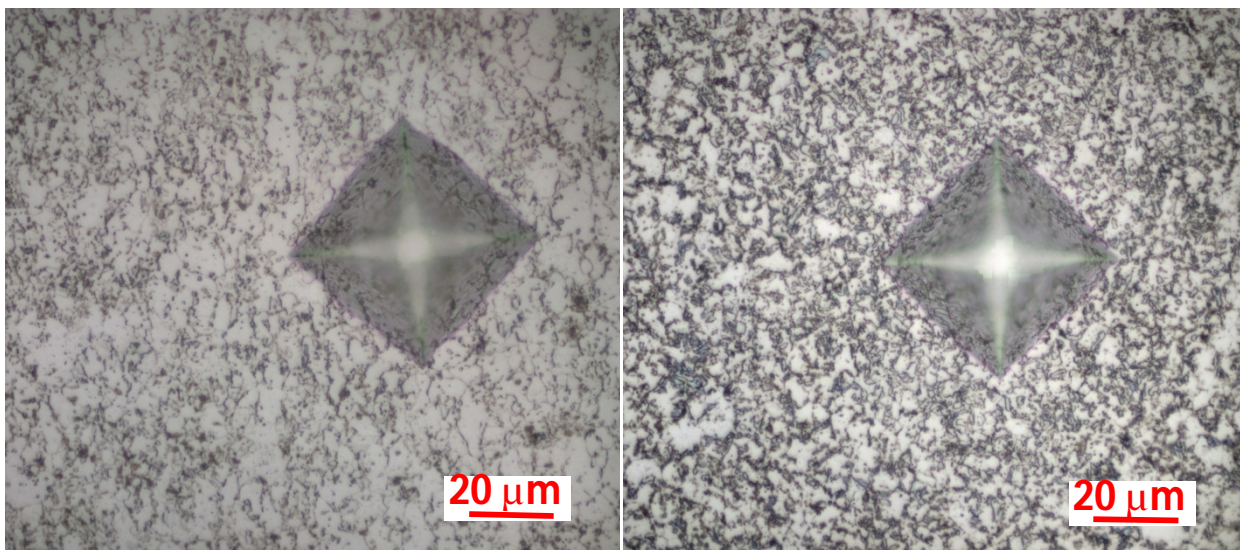
A dispersão estatística das medidas das propriedades mecânicas foi avaliada de acordo com o desvio-padrão  $\sigma$  dado por:

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \quad (17)$$

na qual  $x_i$  é o valor de cada medição,  $\bar{x}$  a média aritmética dos valores  $x_i$  e  $n$  o número de elementos da amostra.

Observou-se, ao microscópio, que a escolha da carga para as medições de dureza foi adequada para a avaliação em nível microscópico dos materiais, de acordo com a Figura 25. Na figura pode-se verificar que as indentações conseguem abranger uma grande quantidade de grãos, o que permite uma adequada avaliação da dureza geral da área estudada.

Figura 25 – Comparação entre as indentações das medições de dureza e as microestruturas dos materiais estudados (à esquerda: aço DP 600 e à direita: aço TRIP 750)



Fonte: autor

#### 4.1.3 Ensaio de tração

Foram realizados 15 ensaios de tração nos aços conforme recebidos, sendo que os limites de escoamento, limites de resistência à tração, deformação específica uniforme e deformação total para os aços DP 600 e TRIP 750 obtidos são apresentados na Tabela 5.

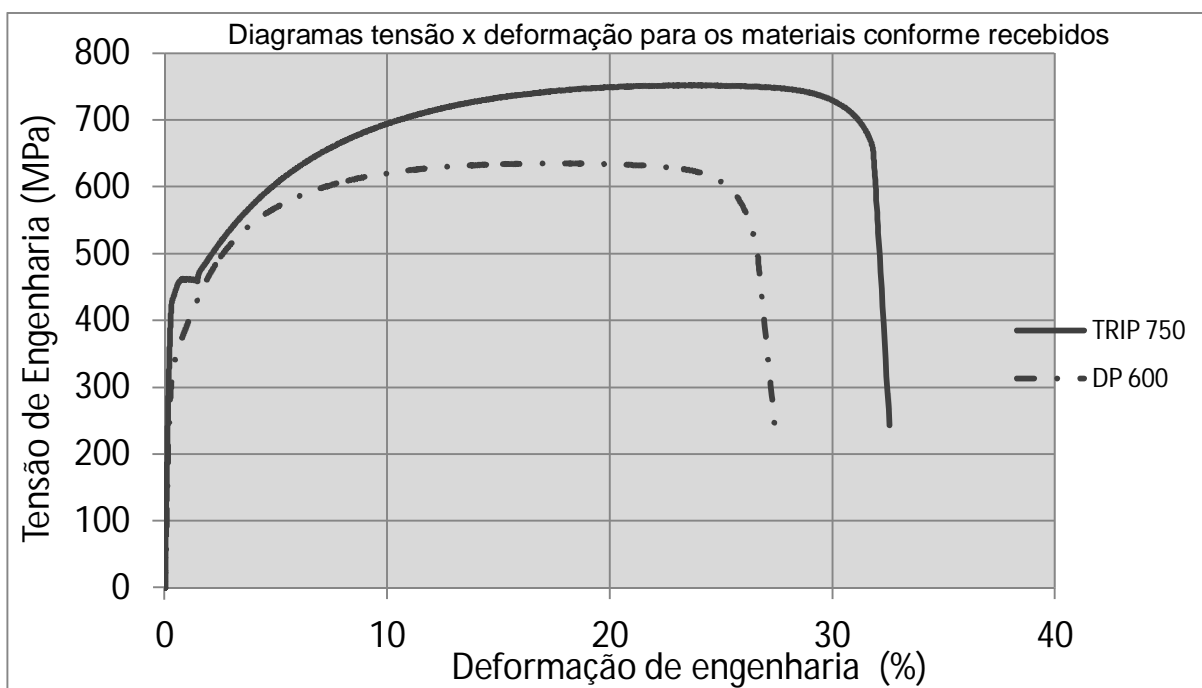
As deformações foram levantadas com extensômetro acoplado aos corpos de prova e têm relação com o seu comprimento nominal (50 mm) conforme norma ASTM E8/E8M-11. A curva característica dos diagramas tensão x deformação para ambos os materiais está apresentada na Figura 26.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas dos materiais conforme fornecidos

Material	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Deformação uniforme (%)	Deformação total (%)
DP 600	333±11	633±12	16,8±0,4	27,5±0,9
TRIP 750	440±12	750,3±7,9	24,4±0,7	33,3±1,1

Fonte: autor

Figura 26 – Aspecto dos diagramas tensão x deformação para os materiais estudados, sem tratamento térmico



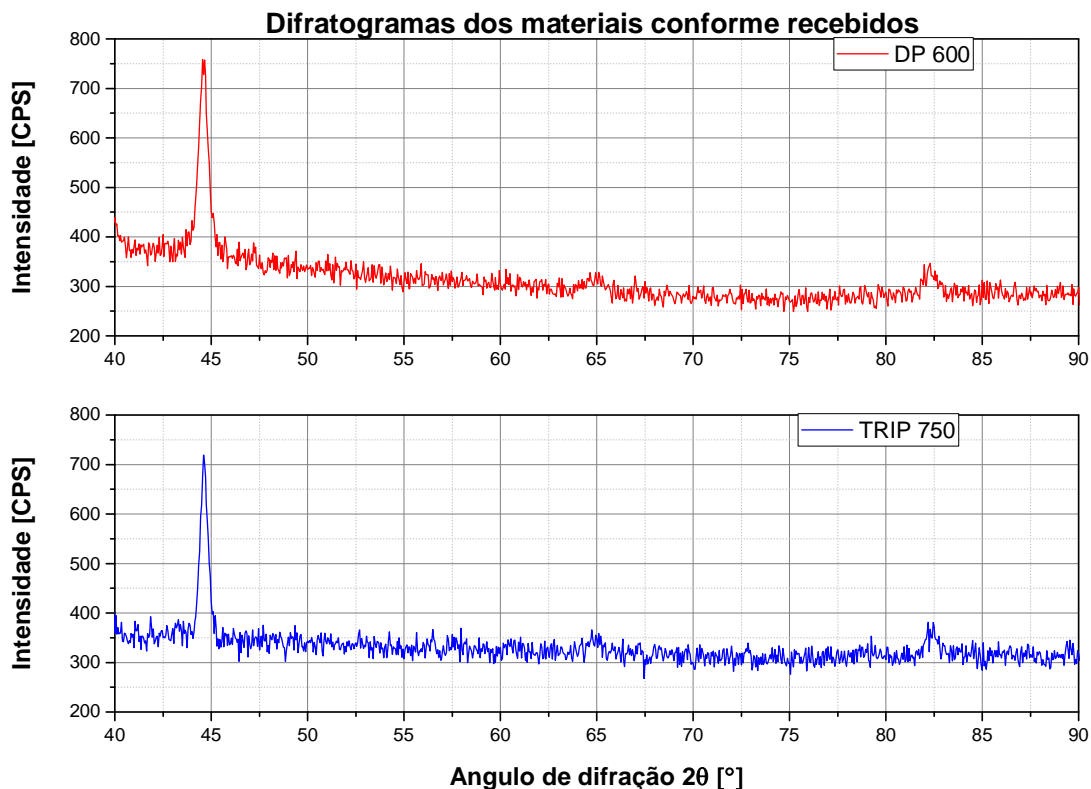
Fonte: autor

Nota-se que o diagrama relativo ao aço TRIP 750 apresenta um patamar de escoamento, o que não é observado para o aço DP 600. Apesar de este fenômeno não ter sido reportado em outros trabalhos envolvendo ensaios de tração para aços TRIP semelhantes (KANTOVISCKI, 2005) (KEELER; KIMCHI, 2014), pode-se atribuir este comportamento ao envelhecimento natural do material, mantido durante certo tempo (COTTRELL, BILBY, 1949). Verifica-se também, através dos diagramas, que a tenacidade do aço TRIP 750 é relativamente maior do que a do aço DP 600, ou seja, o aço TRIP 750 é muito superior ao aço DP 600 com relação à capacidade de absorção de energia até a falha.

#### 4.1.4 Difratomia de raios-X dos materiais conforme recebidos

A Figura 27 mostra os difratogramas da amostra de aço DP 600 e a de aço TRIP 750, ambas no estado como recebido, isto é, sem a realização do tratamento térmico a laser. Nos dois difratogramas mostrados, os picos presentes são indexados à fase  $\alpha$  do ferro.

Figura 27 – Difratomias dos aços DP 600 e TRIP 750 conforme recebidos



Fonte: autor

Para o aço DP 600, isso seria explicado pela a constituição de sua microestrutura, que é basicamente formada de duas fases, ferrita e de martensita. A presença da austenita como microconstituente é basicamente nula neste aço. De fato, para aços com baixos teores de carbono, até valores de 0,2%, a diferenciação entre os picos relativos à fase ferrita (fase alfa) dos relativos à fase martensita é muito difícil (XIAO et al., 1995). Os poucos átomos de carbono que se alojam nos interstícios da estrutura cristalina da martensita e são responsáveis por determinar a relação entre os parâmetros de rede da célula unitária  $a$  e  $c$  da estrutura cristalina (e, por conseguinte, a tetragonalidade da estrutura cristalina da martensita) levam a valores muito próximos de  $a$  e  $c$  (logo, a pequenos valores de tetragonalidade). Por difração de raios-X, os ângulos de difração da martensita de baixo carbono se confundem com os ângulos de difração da ferrita.

No caso dos difratogramas do aço TRIP 750, era esperada a fácil identificação dos picos relacionados à austenita retida, além dos picos característicos da fase alfa, o que não ocorreu. Uma possível explicação pode ser a pequena fração de austenita retida presente. Além disso, de acordo com a norma ASTM E975 (ASTM, 2013), sobre determinação de austenita retida em aços através de técnicas de difração de raios-X, e que estabelece metodologias para aplicação do método de cálculo da porcentagem deste microconstituente, o tubo de raios-X de cobre não seria o mais adequado para estas avaliações, provavelmente em função da fluorescência gerada nas difrações de ligas ferrosas.

## 4.2 Caracterização dos materiais tratados termicamente a laser

A seguir serão descritas as alterações promovidas nos materiais estudados, de acordo com os parâmetros de processo utilizados. A codificação utilizada aqui é a apresentada na seção 3.6.2, conforme a Tabela 4, ou seja, de 1 a 8 para cada conjunto de parâmetros, para ambos os materiais.

### 4.2.1 Alterações microestruturais provocadas pelo tratamento térmico

Os corpos de prova do tratamento térmico, consistiam de placas retangulares de 200 mm x 200 mm, sendo que o feixe laser se deslocava pelo centro da placa, ao longo de seu comprimento. A massa da placa em torno do feixe serviu como sorvedouro de calor, gerando um gradiente de resfriamento necessário. Após o tratamento, amostras retangulares de 12 mm

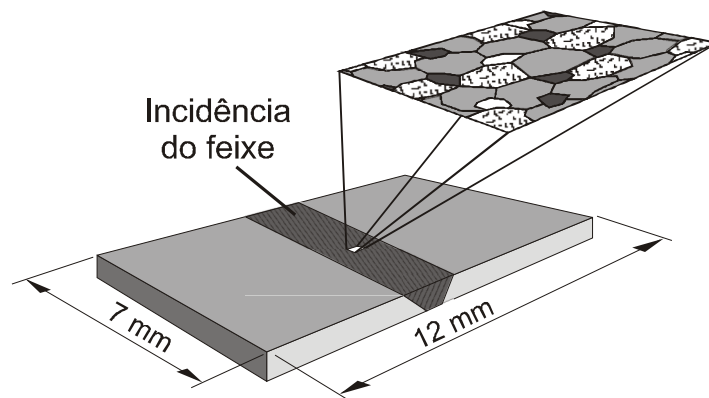
x 7 mm foram obtidas da região central para análise metalográfica, conforme Figura 28. Estas amostras também foram utilizadas para ensaios de dureza.

As Figuras 29 e 30 mostram o aspecto das microestruturas obtidas após os tratamentos térmicos propostos, representando as áreas de incidência do feixe laser observadas conforme esquema da Figura 28, para o caso do aço DP 600.

Cada número representa um caso de ensaio; por exemplo, a imagem 1 na Figura 29 representa o caso de ensaio D1 conforme a codificação adotada.

Observando-se as duas figuras, nota-se que as micrografias 1, 3 e 5 são bastante semelhantes à microestrutura do material-base mostrada na Figura 23. Aparentemente, para os parâmetros relativos a estes casos, o processamento não promoveu alterações de microestrutura significativas no aço DP 600. Baseando-se na microestrutura que não apresenta indícios de transformação de fase, podemos inferir que a temperatura na superfície foi inferior a  $A_{c1}$ , isto é, não houve condições de formação da austenita.

Figura 28 – Representação das regiões mostradas nas micrografias superficiais das amostras tratadas termicamente (Figuras 29, 30, 33 e 34)

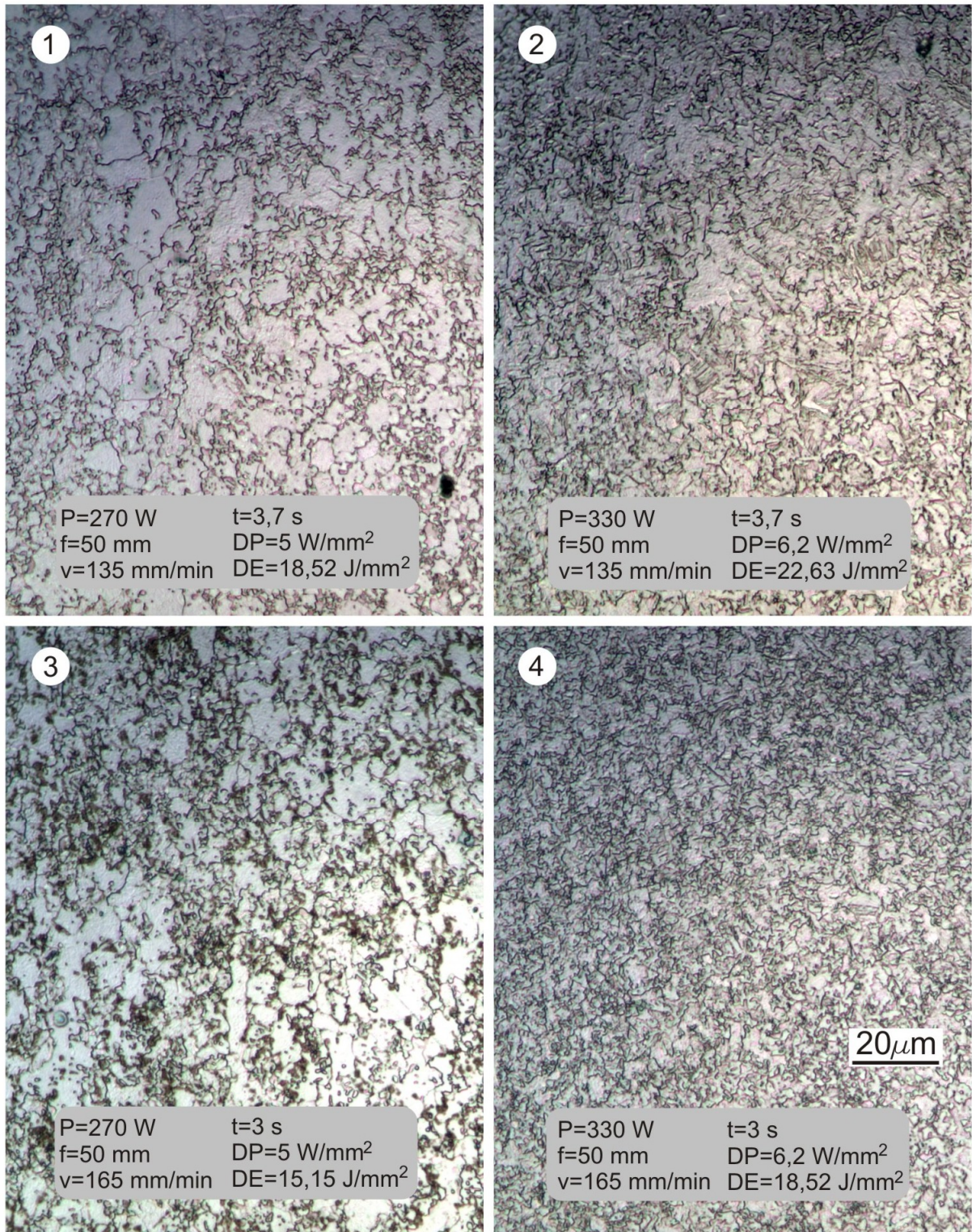


Fonte: autor

As micrografias 7 da Figura 30, 2 e 4 da Figura 29, sugerem um processo de variação progressiva de refinamento e homogeneização da microestrutura. A influência de uma taxa de aquecimento constante sobre as temperaturas de austenitização  $A_{c1}$ , temperatura à qual a austenita começa a formar, e  $A_{c3}$ , temperatura à qual a ferrita completa a sua transformação em austenita, foi experimentalmente analisada para taxas de aquecimento até 2400 °C/s. Mostra-se que, com um aumento na velocidade de aquecimento, as temperaturas  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$  aumentam também (BOJINOVIC; MOLE; ŠTOK, 2015).



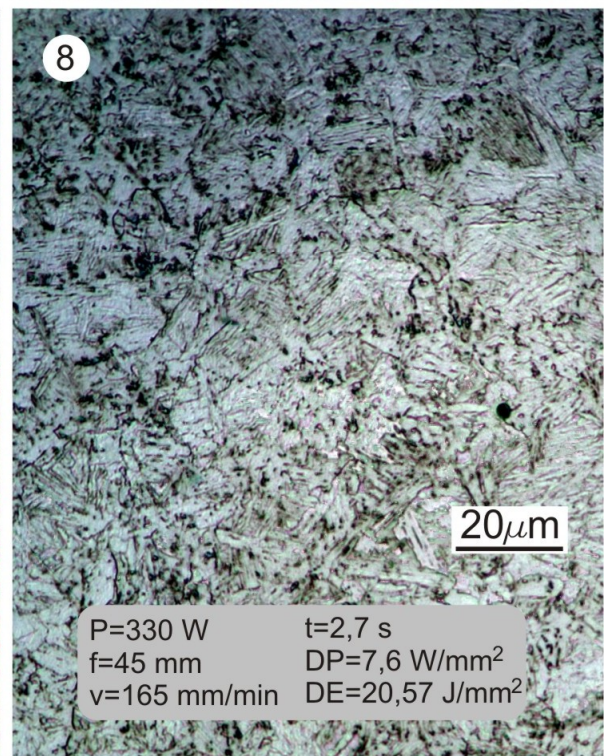
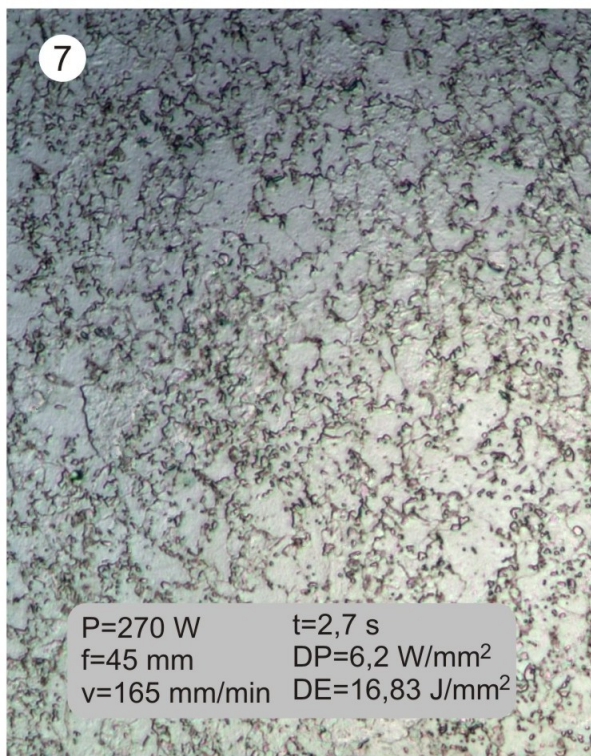
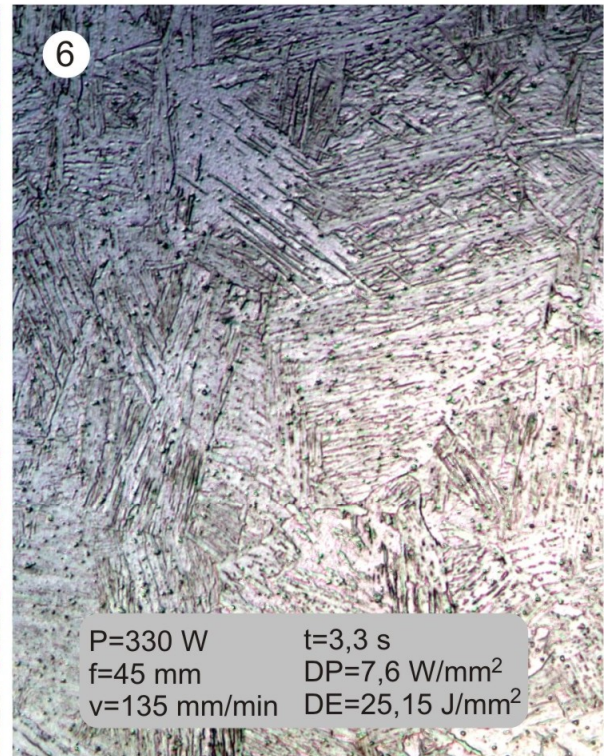
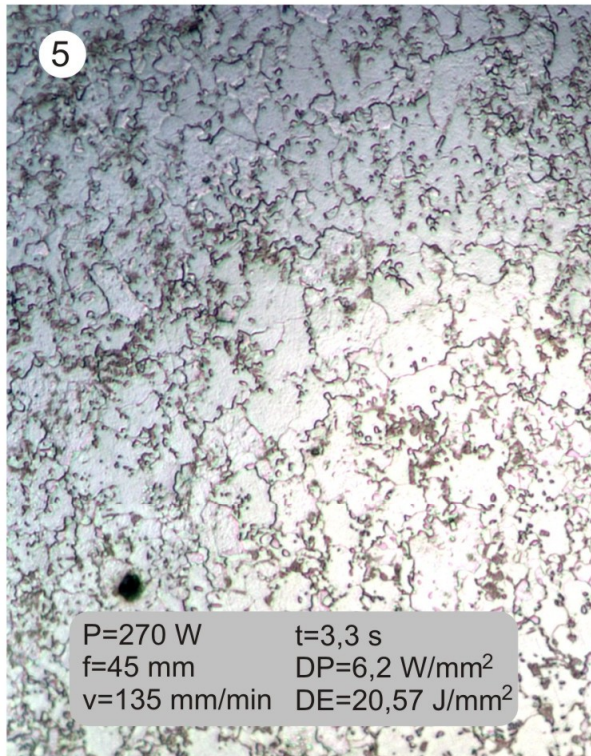
Figura 29 – Microestruturas obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço DP 600.  $P$  é a potência nominal do feixe,  $f$  a desfocalização,  $v$  a velocidade de avanço,  $t$  o tempo de interação entre o feixe e material,  $DP$  a densidade de potência e  $DE$  a densidade de energia



Fonte: autor



Figura 30 – Microestruturas obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço DP 600 (continuação).  $P$ : potência nominal do feixe,  $f$ : desfocalização,  $v$ : velocidade de avanço,  $t$ : tempo de interação entre o feixe e material,  $DP$ : densidade de potência e  $DE$ : densidade de energia



Fonte: autor

Provavelmente as diferentes temperaturas desenvolvidas na superfície em função dos parâmetros de operação do laser se situaram no intervalo de  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$ . Nesta faixa de temperatura coexistem as fases austenita e ferrita. As altas velocidades de resfriamento típicas do mecanismo de condução de calor no sólido propiciam a formação de uma martensita mais fina. Partindo de temperaturas do intervalo entre  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$  a microestrutura esperada é composta de ferrita e martensita.

As micrografias 6 e 8 mostram uma microestrutura completamente diferente do material-base. Sob estas condições de tratamento laser, toda a superfície central iluminada pelo feixe sofreu uma transformação de fase. O aço DP 600 que, inicialmente é composto de ferrita e martensita, é aquecido até a uma temperatura suficientemente alta capaz de promover uma completa austenitização da superfície. A condutibilidade térmica do metal provoca uma velocidade de resfriamento tal que é capaz de transformar toda a austenita em martensita. Microestruturas semelhantes foram obtidas na realização de tratamentos térmicos convencionais em aços de baixo carbono utilizando meios agressivos de resfriamento (BRAMFITT, BENSCOTER, 2002).

Ainda, a diferença entre as micrografias 6 e 8 sugere que as temperaturas atingidas durante o tratamento são diferentes em função do aparente crescimento de grão da estrutura austenítica. O maior tempo de interação, que está diretamente relacionado à menor velocidade de deslocamento do feixe, provavelmente promoveu maior aumento de temperatura da superfície da amostra no caso de ensaio representado pela micrografia 6. Tempos de permanência maiores a temperaturas elevadas favorecem o crescimento do grão austenítico e, sob uma mesma taxa de resfriamento rápida, causam o aparecimento de conjuntos maiores de ripas martensíticas, como no caso da micrografia 6.

Para avaliar a profundidade das alterações microestruturais promovidas pelos tratamentos térmicos, todas as amostras foram cortadas perpendicularmente à trajetória do feixe de laser, atacadas com reagente metalográfico (nital) e analisadas em microscópio óptico. As imagens das transversais das amostras estão apresentadas na Figura 31. Nesta figura, foram adicionadas linhas tracejadas para auxiliar na observação das diferentes áreas termicamente afetadas pelos diferentes tratamentos térmicos. Optou-se pelo uso de uma ampliação tal que se evidenciasse a inobservância de mudanças microestruturais, para os casos de ensaio 1, 3, 5 e 7 (à esquerda da imagem); já para os outros casos utilizou-se uma escala diferente, para que se pudessem evidenciar as mudanças promovidas pelos tratamentos térmicos.



Figura 31 – Microestruturas transversais obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço DP 600.  $P$ : potência nominal do feixe,  $f$ : desfocalização,  $v$ : velocidade de avanço,  $t$ : tempo de interação entre o feixe e material,  $DP$ : densidade de potência e  $DE$ : densidade de energia



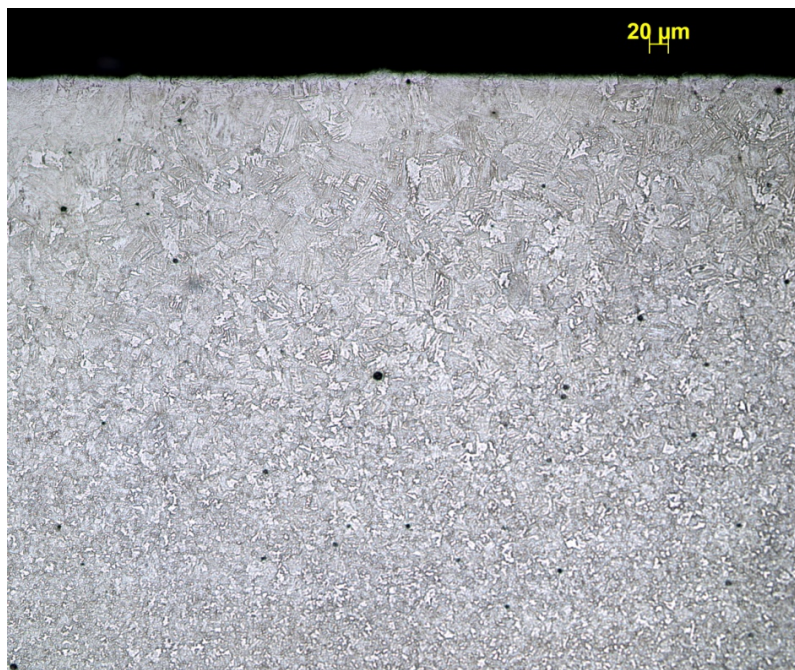
Fonte: autor

Conforme mencionado, não se observam regiões termicamente afetadas para as condições de ensaio representadas pelas micrografias 1, 3, 5 e 7. As condições 2, 4, 6 e 8 mostram ao longo da espessura a formação de zonas termicamente afetadas. Destas condições, apenas na condição de tratamento 4 a extensão da alteração de microestrutura não atingiu toda a espessura do material.

Assim observou-se que, para o aço DP 600, até um patamar de densidade de energia de  $18,52 \text{ J/mm}^2$ , e independentemente da densidade de potência aplicada, pode-se verificar que não há alterações em toda a espessura da chapa.

Para os casos de ensaio que promoveram mudanças visíveis na microestrutura ao longo da espessura da amostra, pode-se verificar que existe uma clara transição, observada em imagens muito ampliadas das seções transversais, de áreas mais afetadas (aquelas sobre as quais houve a incidência direta de radiação) e outras mais refinadas, conforme se avança para dentro da chapa. Um exemplo deste efeito está ilustrado na Figura 32, representando o caso de ensaio 6. A largura da faixa contendo microestruturas diferenciadas do material-base, para estes casos, variou de três a cinco milímetros, e, apenas no caso de maior densidade de energia laser aplicada, houve a formação de uma calota inscrita no trapézio maior, sugerindo três áreas distintas com relação à morfologia.

Figura 32 – Aspecto transversal da amostra de aço DP 600 submetida à densidade de energia laser de  $25,15 \text{ J/mm}^2$



As microestruturas desenvolvidas para o aço TRIP 750, conforme os parâmetros experimentais de processo adotados, estão representadas nas Figuras 33 e 34. As imagens das microestruturas foram extraídas da mesma região central da área de incidência do feixe laser, tal como indicado na Figura 28.

A análise das microestruturas formadas após tratamento térmico, para o aço TRIP 750, sugere que este material tem um potencial de interação muito maior com a energia laser adicionada, em comparação com o aço DP 600.

Isso porque verifica-se, nestas micrografias, o aparecimento de microestruturas martensíticas já para os menores valores de densidade de energia laser aplicados, sendo que, para níveis de até  $18,52 \text{ J/mm}^2$  (dependendo também da densidade de potência envolvida no processo) ocorre um grande refinamento da microestrutura com relação ao aspecto do material-base, que apresenta grãos poligonais de ferrita com tamanhos menores do que  $10 \mu\text{m}$ .

A partir deste patamar de densidade de energia, vão aparecendo agrupamentos de microestruturas martensíticas, de formato acicular, de tamanho cada vez maior, sugerindo que o maior aporte energético promoveu resfriamentos cada vez mais acelerados no tempo.

Para o maior valor de densidade de energia experimentado,  $25,15 \text{ J/mm}^2$ , o tamanho estimado dos grupos de microestruturas martensíticas de formato acicular foi estimado em mais de  $20 \mu\text{m}$ .

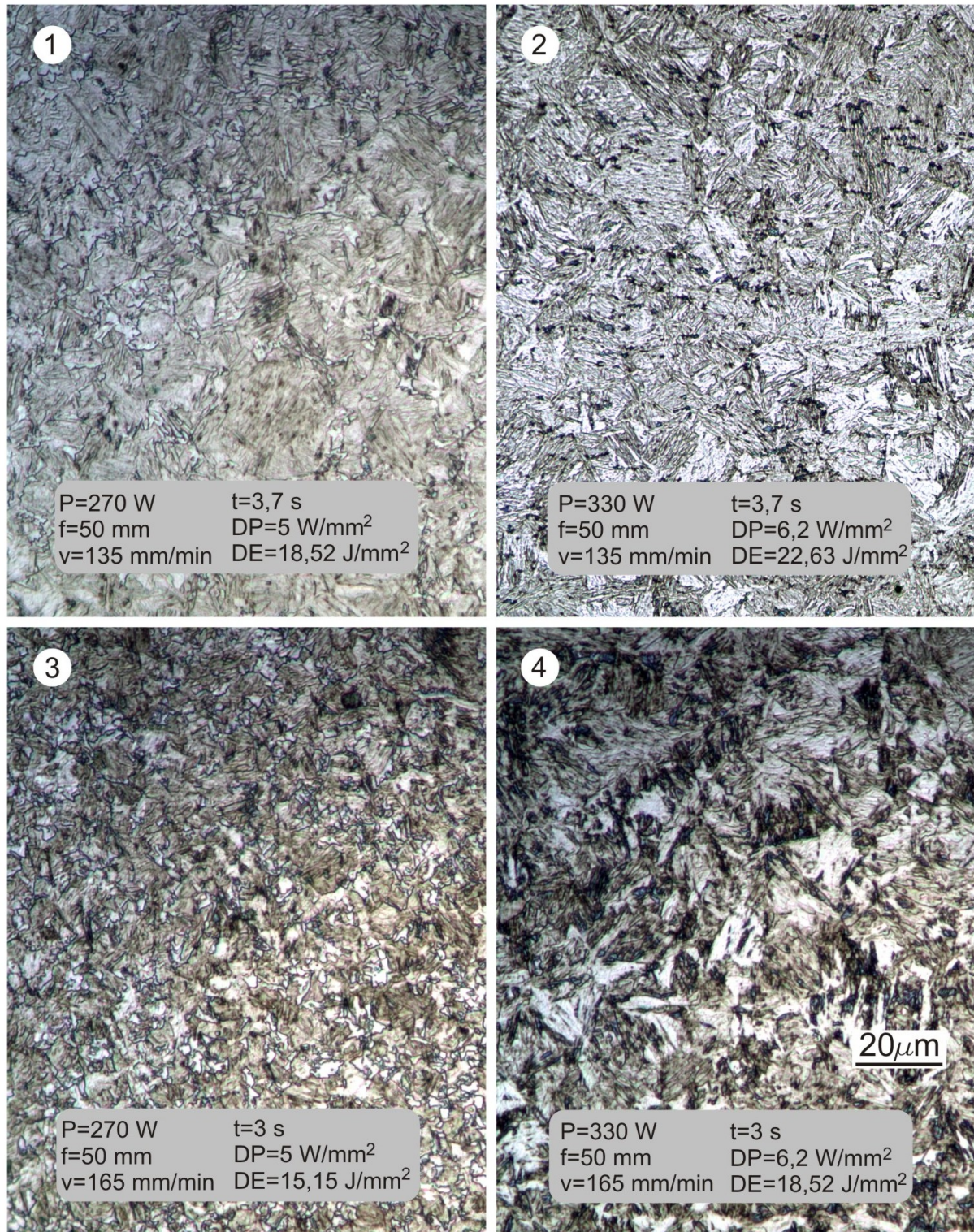
Devido ao processamento semelhante, e às características dos dois materiais estudados, é provável que os mecanismos físicos envolvidos na formação de microestruturas para os diversos casos de ensaio, para o aço TRIP 750, sejam os mesmos envolvidos no caso do aço DP 600.

Assim, é de se esperar que tenha ocorrido o desenvolvimento de temperaturas superficiais entre as temperaturas críticas de austenitização do material e acima destas, durante a interação entre o feixe laser e o material.

Este aquecimento seria seguido por um resfriamento muito rápido, por condução, no material, de tal forma a promover o aparecimento de microestruturas tipicamente martensíticas.



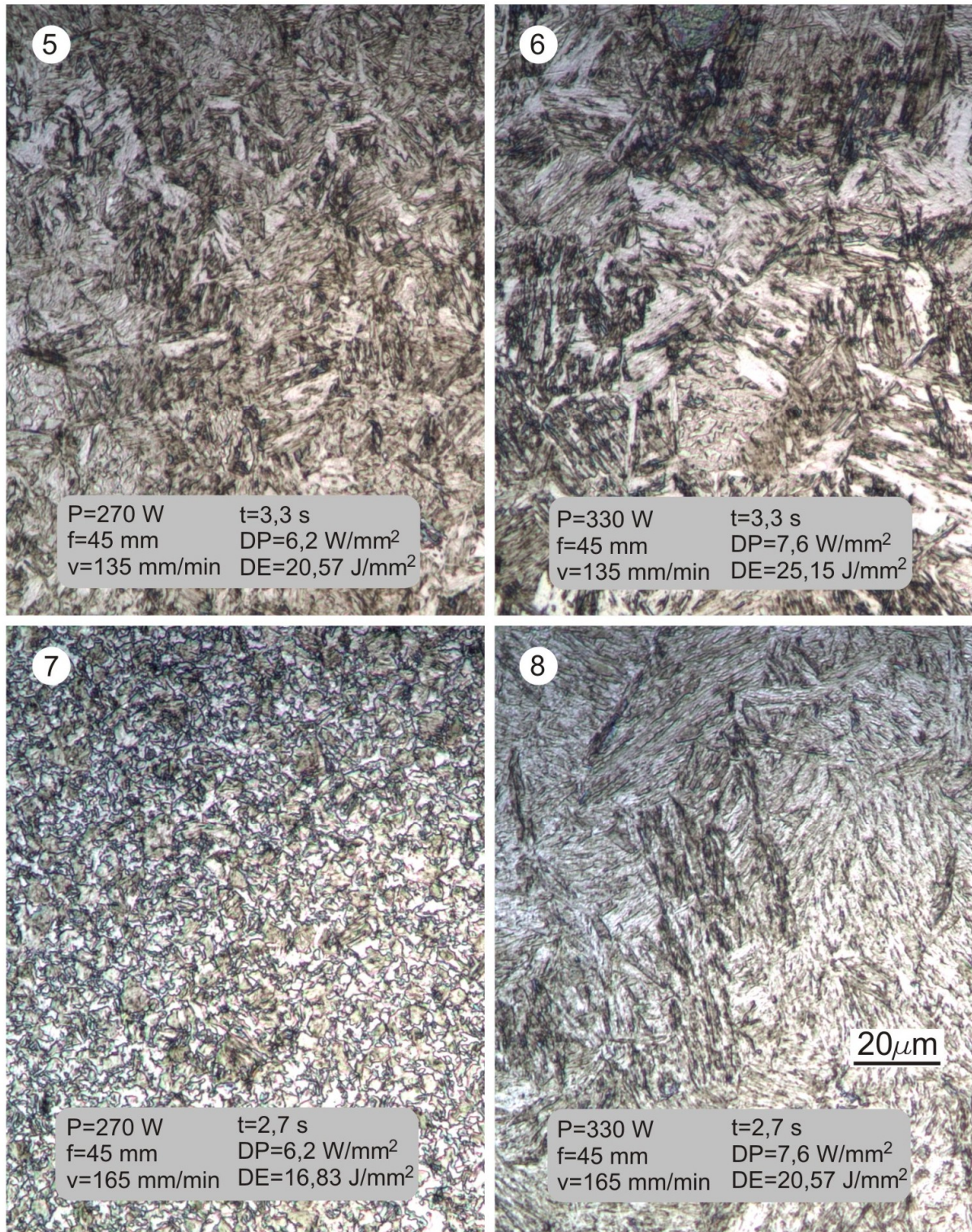
Figura 33 – Microestruturas obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço TRIP 750.  $P$ : potência nominal do feixe,  $f$ : desfocalização,  $v$ : velocidade de avanço,  $t$ : tempo de interação entre o feixe e material,  $DP$ : densidade de potência e  $DE$ : densidade de energia



Fonte: autor



Figura 34 – Microestruturas obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço TRIP 750 (continuação).  $P$ : potência nominal do feixe,  $f$ : desfocalização,  $v$ : velocidade de avanço,  $t$ : tempo de interação entre o feixe e material,  $DP$ : densidade de potência  $DE$ : densidade de energia

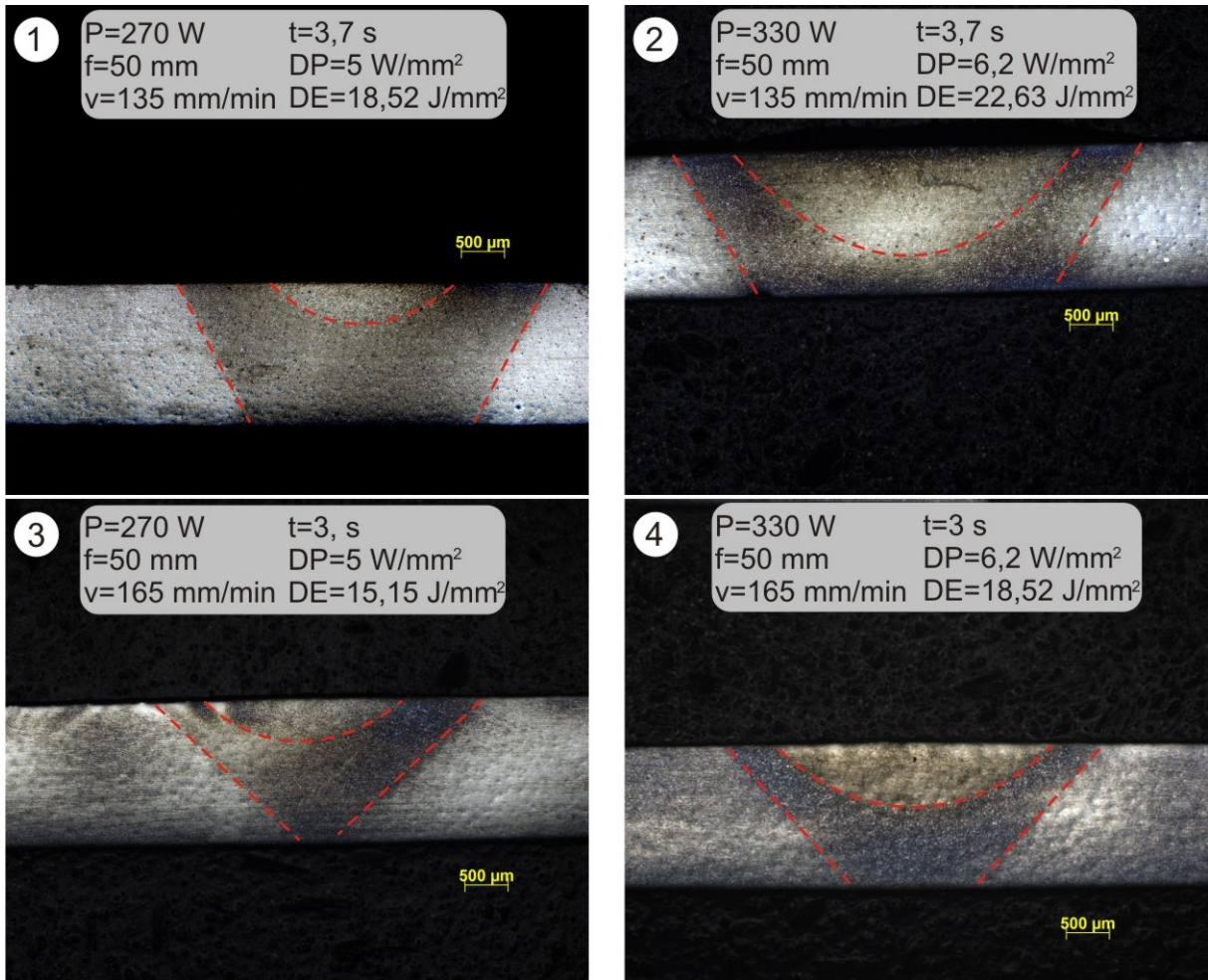


Fonte: autor



As Figuras 35 e 36 mostram as micrografias transversais das amostras de aço TRIP 750.

Figura 35 – Imagens transversais obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço TRIP 750.  $P$ : potência nominal do feixe,  $f$ : desfocalização,  $v$ : velocidade de avanço,  $t$ : tempo de interação entre o feixe e material,  $DP$ : densidade de potência e  $DE$ : densidade de energia



Fonte: autor

Considerando a geometria das amostras, as propriedades físicas relevantes aos processos de transferência de calor, bem como as condições de tratamento térmico, semelhantes para os dois materiais, é esperado que as velocidades de resfriamento envolvidas sejam praticamente as mesmas para ambos os materiais.

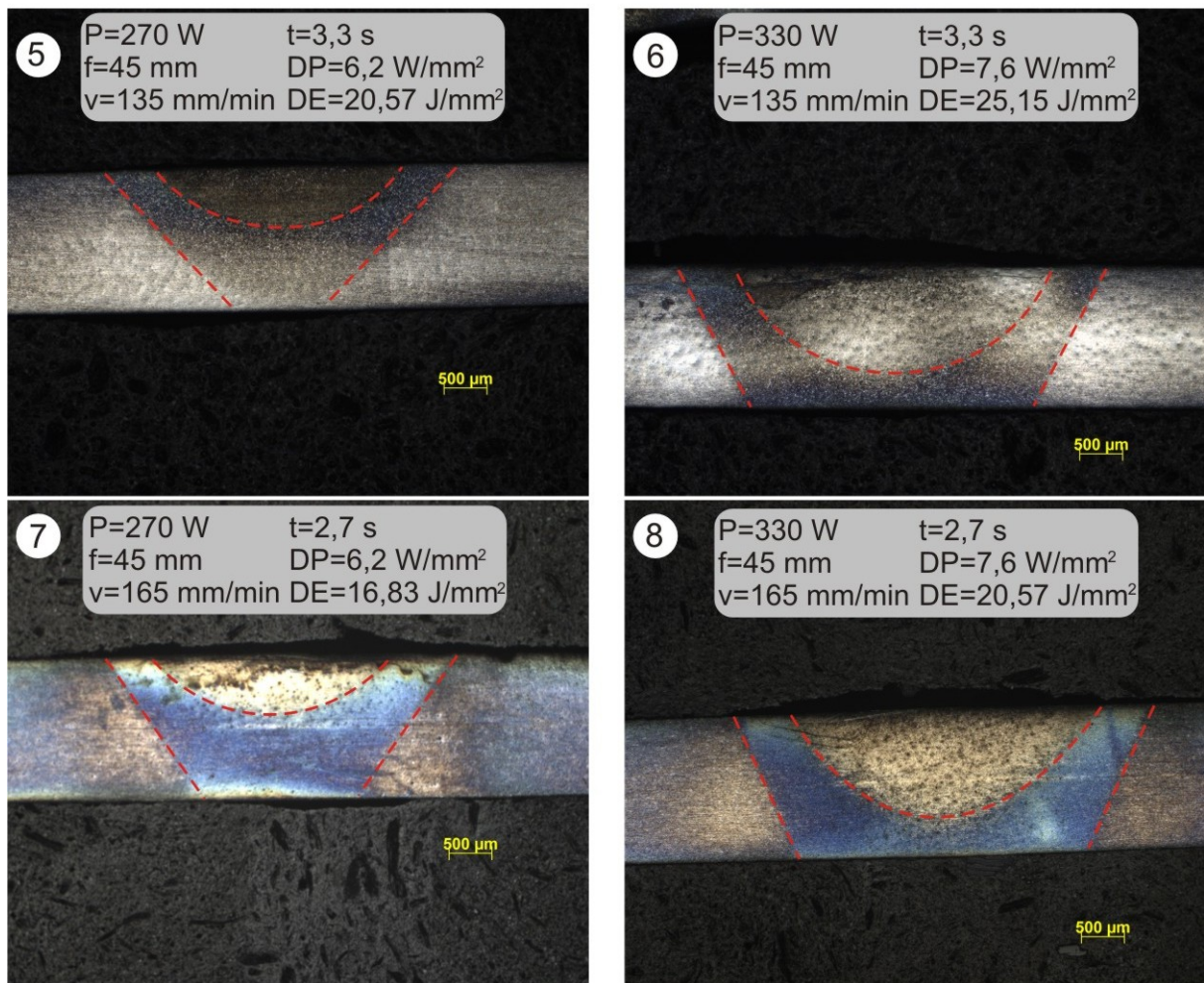
A análise metalográfica da seção transversal das amostras de aço TRIP 750 evidencia um maior acoplamento entre a energia laser adicionada e o material, durante os tratamentos térmicos. Todos os casos de ensaio levaram a mudanças microestruturais em toda a espessura do material, na região irradiada.



Isso pode ser verificado nas Figuras 35 e 36, por meio das quais se observam duas regiões distintas em cada transversal, sendo uma em forma de trapézio e outra em forma de calota inscrita neste trapézio.

A largura da faixa contendo microestruturas diferenciadas do material-base, para estes casos, variou de 4 mm a 5,5 mm, sendo maior do que no caso do aço DP 600, demonstrando mais uma vez o melhor acoplamento entre o aço TRIP 750 e a energia laser adicionada durante o processo de tratamento térmico.

Figura 36 – Imagens transversais obtidas após tratamento térmico a laser, para o aço TRIP 750 (continuação).  $P$ : potência nominal do feixe,  $f$ : desfocalização,  $v$ : velocidade de avanço,  $t$ : tempo de interação entre o feixe e material,  $DP$ : densidade de potência e  $DE$ : densidade de energia



Fonte: autor

Verifica-se que existe uma relação entre a densidade de energia aplicada e a formação de microestruturas de formato acicular, incluindo a martensita na forma conjuntos de ripas. Estes conjuntos, com orientações distintas, têm tamanho crescente conforme é aumentada a densidade de energia. Porém, também a densidade de potência tem influência sobre os tratamentos, o que é verificado para casos com mesma densidade de energia, mas densidades de potência e efeitos físicos distintos.

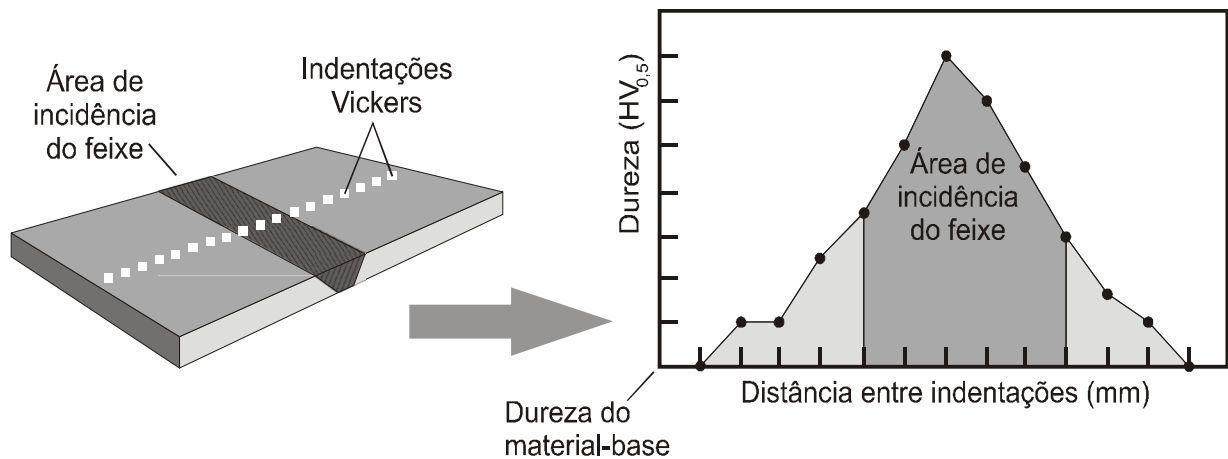
Deve-se ressaltar que a diferença de composição química dos materiais, principalmente a diferença de teor de carbono, é um dos fatores responsáveis pela alteração das microestruturas após os tratamentos térmicos. Um outro fator muito importante foi percebido durante a realização do tratamento térmico. A remoção da camada de zinco do aço DP 600 demandou a realização de um lixamento mais severo (para remover o seu recobrimento original), quando comparado ao lixamento realizado no aço TRIP 750 (feito apenas para a remoção do filme de oxidação). As superfícies, após lixamento, apresentavam brilhos diferenciados. O DP 600 exibia um brilho metálico bem mais intenso quando comparado ao brilho acinzentado do aço TRIP 750. Provavelmente isto alterou o fator de acoplamento da energia fornecida pelo laser. Para uma mesma condição de tratamento a laser, as duas superfícies lixadas com a mesma gramatura refletiram e absorveram frações diferenciadas da energia fornecida pelo laser. Provavelmente o aço DP absorveu menos energia, refletindo mais em função do brilho metálico aparentemente mais intenso, e assim desenvolveu menores temperaturas na superfície durante o tratamento térmico. Já o aço TRIP 750, em função do brilho acinzentado, refletiu menos energia, absorvendo mais e assim desenvolvendo maiores temperaturas na superfície. Isto ajuda a explicar porque todas as condições de tratamento laser provocaram mudanças significativas na microestrutura do aço TRIP 750.

#### 4.2.2 Alterações na dureza dos materiais

Para a avaliação quantitativa dos efeitos da radiação laser adicionada aos materiais durante o tratamento térmico aplicado, foi proposta a área sob um gráfico representando as durezas Vickers obtidas e as distâncias de 0,5 mm entre as indentações feitas nestas medições, tomando-se como base a média calculada de dureza dos materiais-base, ou seja, se a dureza medida tem valor igual à média calculada, a variação de dureza é igual a zero. Para cada amostra superficial, foram feitas 18 indentações. A área foi numericamente calculada através

do uso da fórmula do trapézio generalizada. O valor numérico desta integral, dada em HV.mm, foi referido como “severidade de interação”. A Figura 37 ilustra o método de avaliação. O método leva em conta ambas as áreas representadas em cinza.

Figura 37 – Método para a avaliação quantitativa do efeito dos tratamentos térmicos sobre os materiais estudados



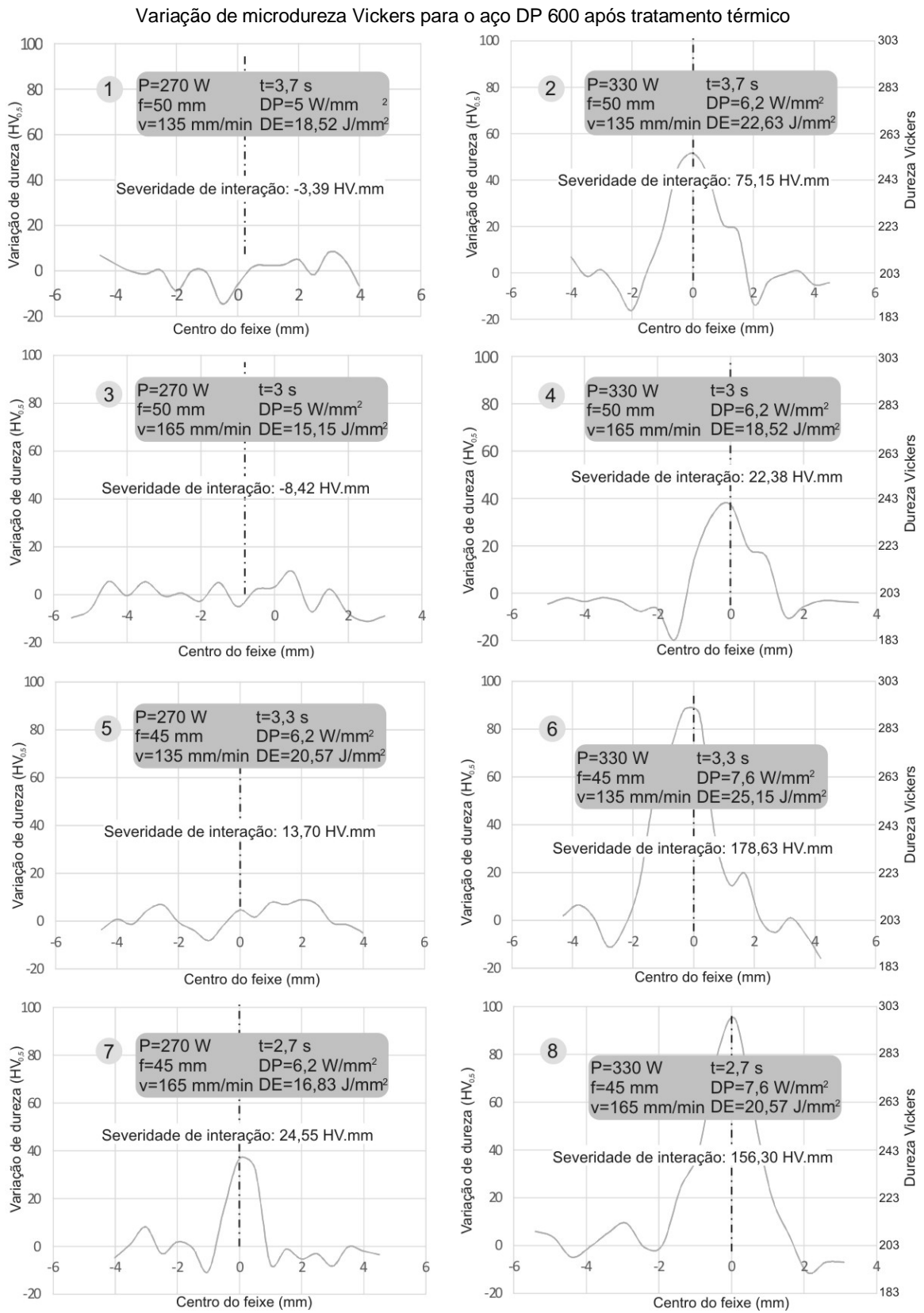
Fonte: autor

Os gráficos apresentados na Figura 38 mostram as variações de microdureza superficial Vickers medidas em torno da superfície tratada em todas as amostras do aço DP 600. Os valores absolutos de durezas Vickers estão representados à direita.

Considerando que o desvio-padrão da dureza do material-base do aço DP 600 é de aproximadamente 6 HV e que a área da curva normal que engloba 99,73% de todas leituras possíveis encontra-se limitada em  $\pm 3\sigma$  podemos afirmar que os gráficos 1, 3 e 5 não apresentam variações significativas de dureza superficial provocadas pelo tratamento térmico. Isso também é observado pelas análises metalográficas do aço DP (Figuras 29 e 30), nas quais as micrografias 1, 3 e 5 não mostram grandes diferenças com relação à micrografia do material-base.

As amostras relativas às micrografias que apresentam um início de alteração microestrutural 2, 4 e 7 das Figuras 29 e 30, também apresentam uma variação de dureza Vickers significativa ao longo da região tratada, tal como mostrado nos gráficos 2, 4 e 7 da Figura 38. O acréscimo de dureza em relação ao material-base de referência mostra que a estrutura final obtida apresenta uma proporção maior de martensita.

Figura 38 – Perfis de variação de microdureza Vickers para o aço DP 600 após tratamento térmico



Fonte: autor

As maiores variações de dureza obtidas após tratamento térmico estão associadas às estruturas puramente martensíticas evidenciadas nas micrografias 6 e 8 da Figura 30, e também estão associadas aos gráficos 6 e 8 da Figura 38, que apresentam maior severidade de interação. De fato, em um estudo anterior (TEWARY et al., 2014), verificou-se que a máxima dureza de estruturas martensíticas obtidas em tratamentos a laser de aços com teor de carbono de 0,06% está entre 310 e 336 HV.

As medições de dureza ao longo da espessura da chapa foram realizadas com o objetivo de avaliar a profundidade das alterações nas propriedades mecânicas provocadas pelo tratamento térmico. Os gráficos apresentados na Figura 39 mostram os perfis de dureza transversal (Vickers), em valores absolutos, obtidas pelo tratamento térmico para o aço DP 600. As abcissas representam as distâncias dos pontos de indentação medidas a partir da superfície irradiada, que tem medida igual a zero. Representa-se também a dureza do material-base.

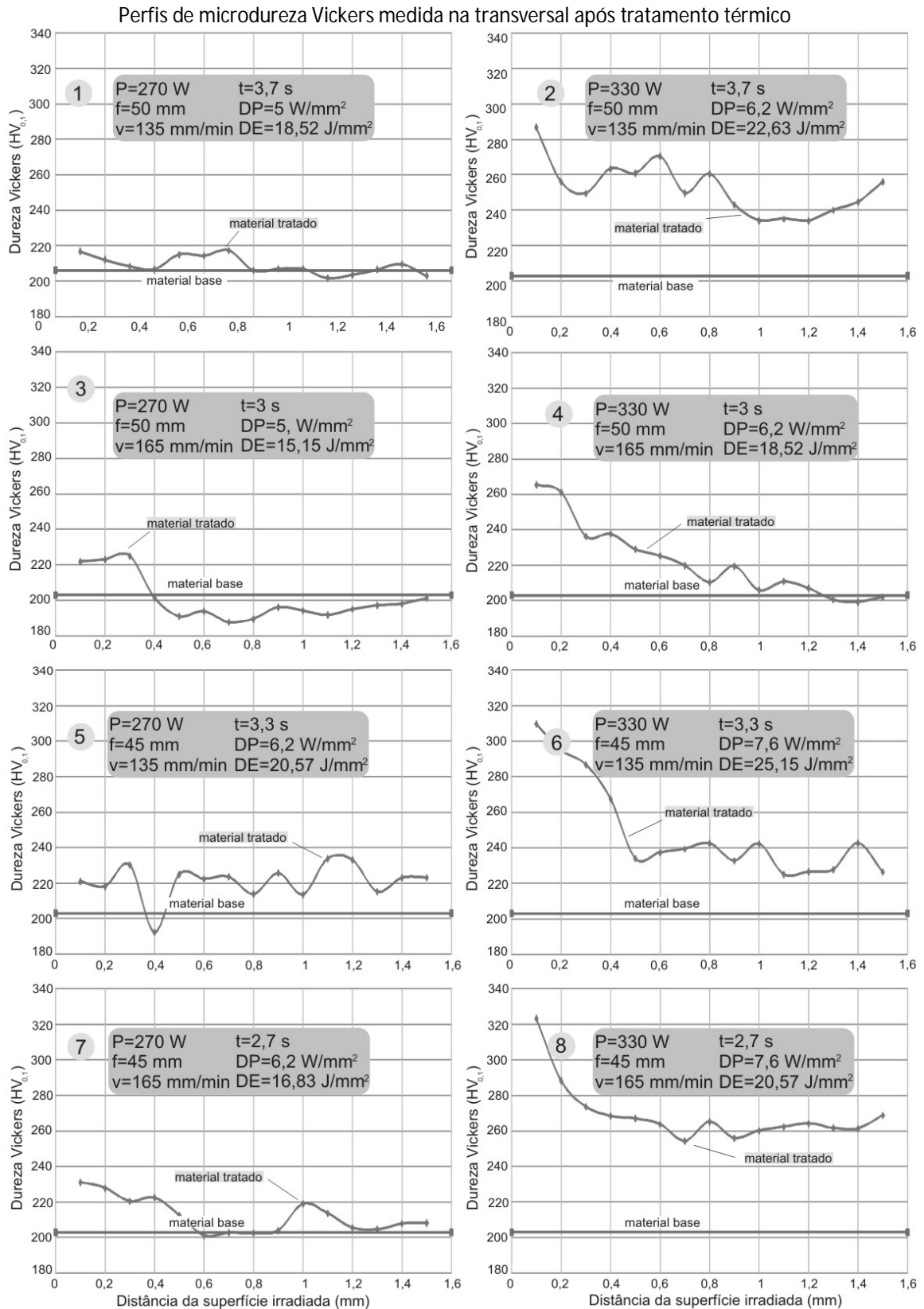
Observando os gráficos podemos afirmar que a dureza máxima ocorre na superfície iluminada e que à medida em que se avança com as medições na direção oposta da chapa, a dureza sofre uma diminuição com relação ao seu valor inicial. Somente nos casos 1, 3, 5 e 7, para os quais o tratamento térmico não provocou uma notável alteração de microestrutura, é que não existe uma notável diferença de dureza entre as duas superfícies que delimitam a espessura da chapa.

Os gráficos de microdureza medida na transversal também sugerem que a formação de uma camada mais dura somente ocorreu nas condições 2, 4, 6 e 8. Nenhuma das camadas duras formadas, porém, apresenta uma espessura superior a 0,4 mm.

A análise dos resultados dos ensaios de dureza mostra que, no caso do aço TRIP 750, desenvolveram-se níveis muito maiores após os tratamentos térmicos executados, em comparação com o aço DP 600.

De fato, para quase todos os casos de ensaio houve um aumento em torno de 100% na dureza, com relação ao material-base. Isso pode ser explicado pela observação das microestruturas geradas após os tratamentos térmicos a laser, que evidenciam um grande aumento na proporção de martensita, fato observado para todos os casos, tal como mostrado nas Figuras 33 e 34.

Figura 39 – Perfis de microdureza medida na transversal para o aço DP 600 após tratamento. As abcissas representam a distância, em mm, a partir da superfície irradiada



Fonte: autor

Os gráficos apresentados na Figura 40 mostram as variações superficiais de microdureza Vickers nas amostras de aço TRIP 750 tratadas termicamente a laser.

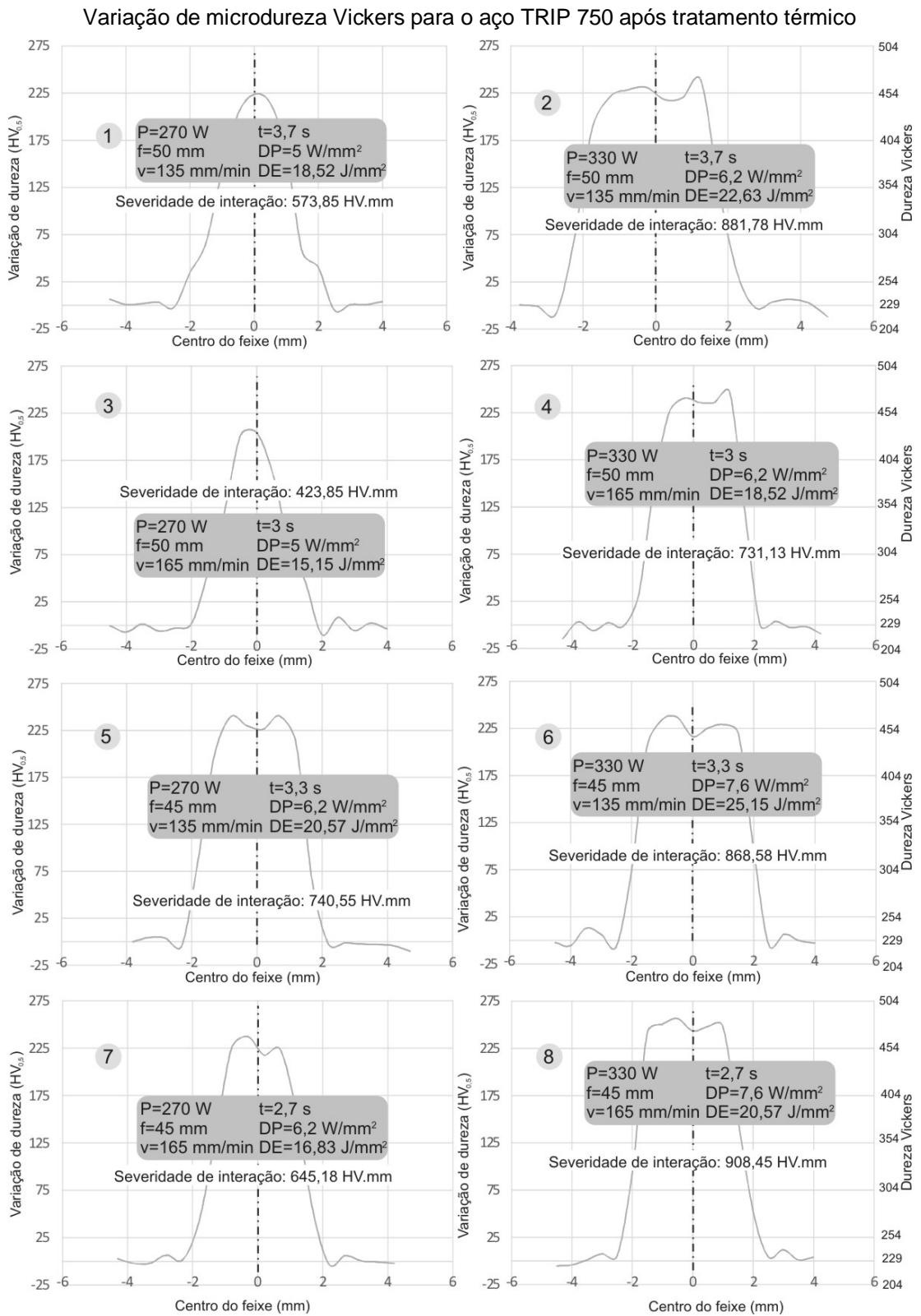
Em todos os gráficos, a elevação significativa da dureza em relação ao material-base pode ser explicada também pelo maior teor de carbono no material. Há, no aço TRIP 750, muito mais carbono disponível para ocupar os espaços intersticiais da estrutura martensítica e com isto promover uma maior elevação da dureza. Outro fator de comparação em relação ao aço DP 600 são as aparentes temperaturas superiores desenvolvidas na superfície durante o tratamento a laser. Baseando-se nas micrografias das Figuras 32 e 33 e nos acréscimos de dureza superficial mostrados na Figura 40, podemos inferir que todos os tratamentos a laser foram capazes de desenvolver temperaturas superficiais superiores à temperatura de transformação austenítica, no caso do aço TRIP 750.

Com relação à área afetada pelo tratamento, da análise dos perfis de microdureza Vickers pode-se deduzir que um aumento nos níveis de densidade de energia laser aplicados leva a um correspondente aumento da área superficial afetada pelo tratamento. Porém, é digna de nota a influência da densidade de potência; assim, pode-se verificar que, para uma mesma densidade de energia, um caso de ensaio com densidade de potência maior leva a uma área afetada também maior.

Com relação à microdureza medida na seção transversal para o aço TRIP 750, cujos perfis estão apresentados na Figura 41, pode-se verificar que o aumento decorrente dos tratamentos térmicos foi generalizado para todos os casos de ensaio. Nesta figura está representada também a dureza do material-base.

A verificação dos dados da Figura 41 mostra que efetivamente a camada transformada se formou em todas condições de tratamento térmico propostos para o aço TRIP 750. Ainda, dependendo das condições de ensaio, a camada transformada pode atingir praticamente toda a espessura do material. A significativa diferença de formação de camada transformada entre os dois aços, bem como as diferenças nos valores de dureza destas camadas, pode ser explicada pela diferença de composição química dos dois materiais e a diferente absorção de energia para as mesmas condições de ensaio. A maior quantidade de calor disponível na superfície, no caso do aço TRIP 750, se difundiu ao longo da espessura gerando temperaturas superiores à de transformação austenítica. O calor gerado ao longo da trajetória do laser dissipou-se pelo volume da chapa, e a velocidade de resfriamento extremamente alta, gerada pelo mecanismo de condução de calor, permitiu a transformação martensítica na superfície e ao longo da espessura.

Figura 40 – Perfis de variação de microdureza Vickers para o aço TRIP 750 após tratamento térmico

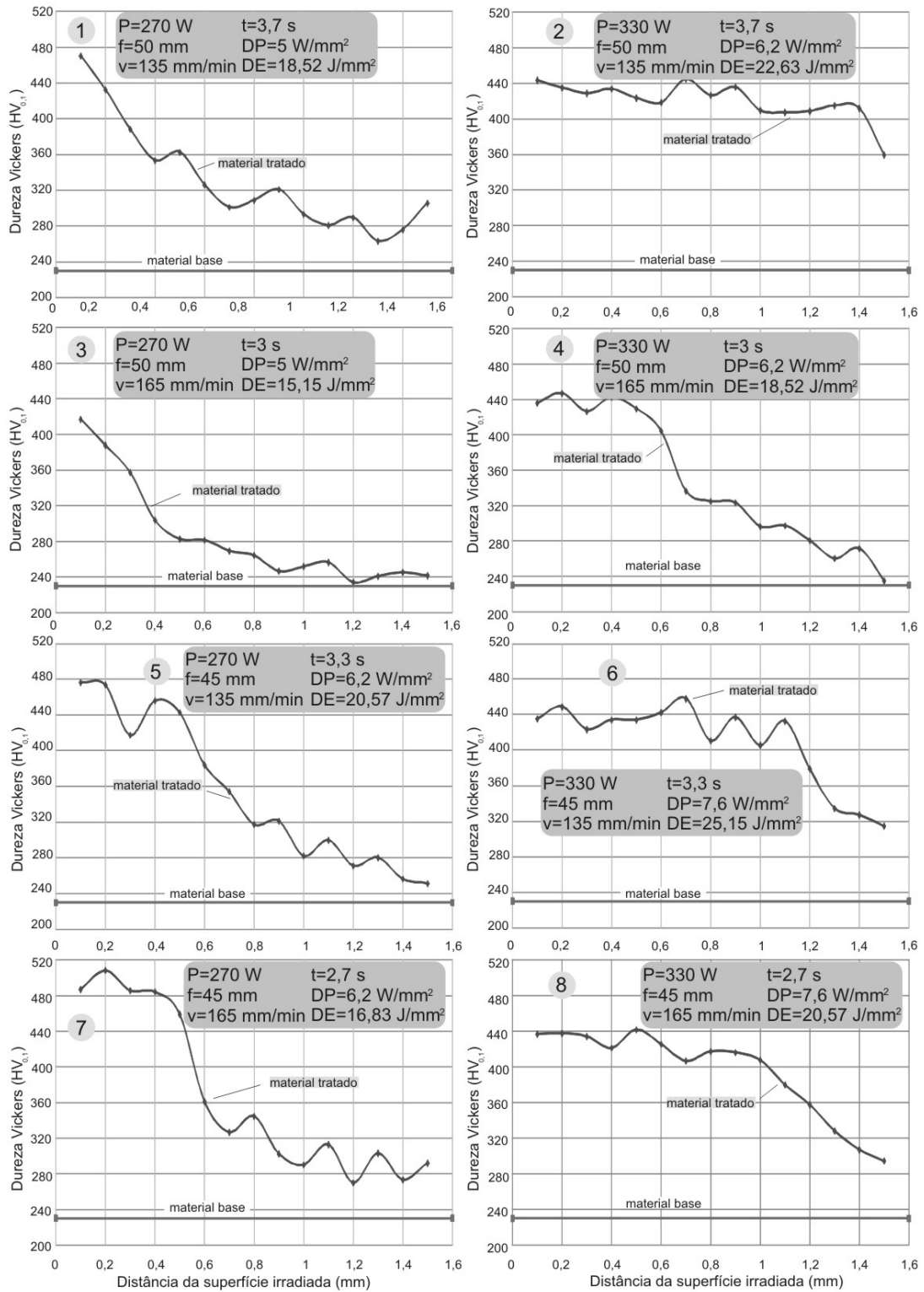


Fonte: autor



Figura 41 – Perfis de microdureza transversal para o aço TRIP 750 após tratamento. As abcissas representam a distância, em mm, a partir da superfície irradiada

Perfis de microdureza Vickers medida na transversal após tratamento térmico



Fonte: autor

Para o nível mais baixo de densidade de energia aplicada ( $15,15 \text{ J/mm}^2$ ), a dureza máxima alcançada na superfície (cerca de 440 HV) decresceu linearmente até uma distância de 0,4 mm para dentro da chapa, quando atingiu níveis equivalentes ao material-base. Para os outros casos, este decréscimo linear de dureza, em direção à superfície oposta à irradiada, variou de um máximo em torno de 460 HV a um mínimo em torno de 260 HV, mas, para os casos com densidade de energia aplicada de  $22,63 \text{ J/mm}^2$  e  $25,15 \text{ J/mm}^2$ , as maiores aplicadas, a dureza mínima foi avaliada em torno de 400 HV. Para os casos de ensaio com mesma densidade de energia laser aplicada, pode-se verificar que não existe diferença significativa de resultados mesmo com as variações de densidade de potência propostas.

Com relação à intensidade de mudança avaliada pela área sob o gráfico de dureza, denominada nos gráficos apresentados como “severidade de interação” verifica-se que os valores obtidos para o aço DP 600 variam de pequenos valores negativos (o que pode representar um revenimento na martensita presente no material sem tratamento térmico) até um máximo em torno de 180 HV.mm, enquanto que para o aço TRIP 750 esta variação é de um patamar de 400 a 900 HV.mm para os níveis de densidade de energia experimentados. O revenimento da martensita presente originalmente nestes materiais é um efeito conhecido, dependente da temperatura local alcançada (FARABI, 2010).

#### 4.2.3 Alterações nas propriedades mecânicas avaliadas por ensaios de tração

Os resultados obtidos nos ensaios de tração, para as amostras de aço DP 600 tratadas termicamente, mostraram que, da mesma maneira como observado para as amostras de material-base, não existe também patamar de escoamento definido para este material, o que vem sendo reportado (FARABI, 2010). Novamente aqui as informações sobre as deformações dos corpos de prova nos ensaios foram obtidas com o uso de extensômetro, e são relativas a um comprimento de ensaio nominal de 50 mm.

Os resultados mostraram que houve um aumento do limite de escoamento até níveis em torno de 30% com relação ao material original, para toda a faixa de densidades de energias experimentada. Já o limite de resistência à tração praticamente não foi alterado nas amostras submetidas aos tratamentos térmicos a laser. Por outro lado, a deformação uniforme e a deformação total sofreram grande queda, a partir de patamares em torno de 30%, chegando a valores em torno de 70% de queda conforme a densidade de energia aumenta.

De acordo com estudo anterior (ABDALLA et al., 2007), um aumento nas porcentagens de bainita e martensita, presentes na microestrutura de um aço multifásico,

tende a levar este material a apresentar limite de resistência à tração maior, ao passo que um aumento nas fases ferrita e austenita retida levam a um aumento na ductilidade, porém, em todos os casos de tratamento térmico a laser realizados, praticamente não houve variação no limite de resistência. Pode-se inferir, portanto, baseando-se na Figura 31 e na ausência de variação no limite de resistência, que os tratamentos térmicos realizados somente foram efetivos numa fração da área iluminada pelo laser. A formação de áreas não afetadas pelo laser, no mesmo corpo de prova para ensaio de tração, manteve invariável o limite de resistência do material tratado. A existência de áreas afetadas pelo tratamento térmico, porém, permitiu o acréscimo no limite de escoamento e a redução no alongamento.

A Tabela 6 apresenta um resumo das propriedades avaliadas para o aço DP 600, representando as médias de seis ensaios realizados para cada caso de tratamento térmico proposto.

Tabela 6 – Resultados absolutos médios para propriedades avaliadas por ensaios de tração – aço DP 600

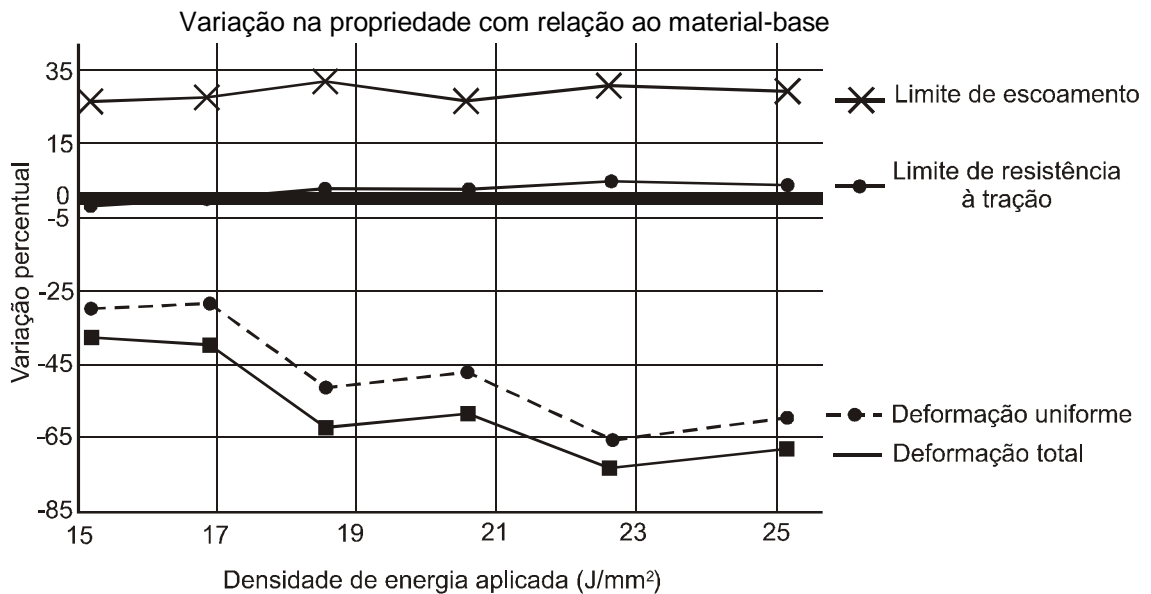
Código	Densidade de energia (J/mm <sup>2</sup> )	Limite de escoamento médio (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Deformação uniforme (%)	Deformação total (%)
2	22,63	436±14	664,5±7,3	5,8±0,5	7,4±1
3	15,15	422±10	625,2±5,1	12±0,8	17,2±0,9
4	18,52	442,6±5,8	652,2±4,9	8,2±0,8	10,4±1,3
6	25,15	433±28	656,7±4,7	6,9±0,6	9,2±0,9
7	16,83	426,2±8,8	636±7	12,3±0,4	16,6±1,1
8	20,57	423, 6±5,6	652,5±6,1	9,1±1	11,6±1,2

Fonte: autor

A Figura 42 mostra a representação gráfica da variação percentual dos resultados obtidos no ensaio de tração dos corpos de prova tratados termicamente. A variação percentual para todas as propriedades do material de referência é zero, e está indicada pela linha espessa a partir da ordenada zero. Os valores negativos na ordenada indicam que houve uma redução da propriedade avaliada.

Embora as variações percentuais do limite de escoamento e do limite de resistência permaneçam inalteradas com o aumento da densidade de energia, o mesmo não ocorre com as deformações. Elas experimentam uma redução com o aumento da densidade de energia, indicando uma tendência de fragilização do aço DP600 com a realização do tratamento térmico.

Figura 42 – Variação nas propriedades mecânicas para o aço DP 600, com relação à densidade de energia laser aplicada



Fonte: autor

A análise dos resultados dos ensaios de tração, no caso do aço TRIP 750 tratado a laser, mostra que ocorre uma significativa redução na tenacidade em função da grande redução que ocorre no alongamento.

Esta redução (no alongamento) pode atingir valores de até 80% dependendo da condição de tratamento. Os patamares de escoamento observados nos ensaios de tração, para o material-base, desaparecem no caso dos ensaios de tração realizados com amostras após tratamento térmico a laser.

Além disso, o aumento experimentado no limite de escoamento, com relação ao material original, atinge valores menores, chegando a patamares em torno de 15%.

Por outro lado, o limite de resistência à tração apresenta aumentos maiores do que os experimentados no caso do aço DP 600, atingindo valores em torno de 20%.

A Tabela 7 lista as propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios de tração no caso do aço TRIP 750. Nesta tabela, os valores assinalados com asterisco relatam casos nos quais a ruptura do corpo de prova ocorreu para fora da região limítrofe dos pontos de contato do extensômetro.

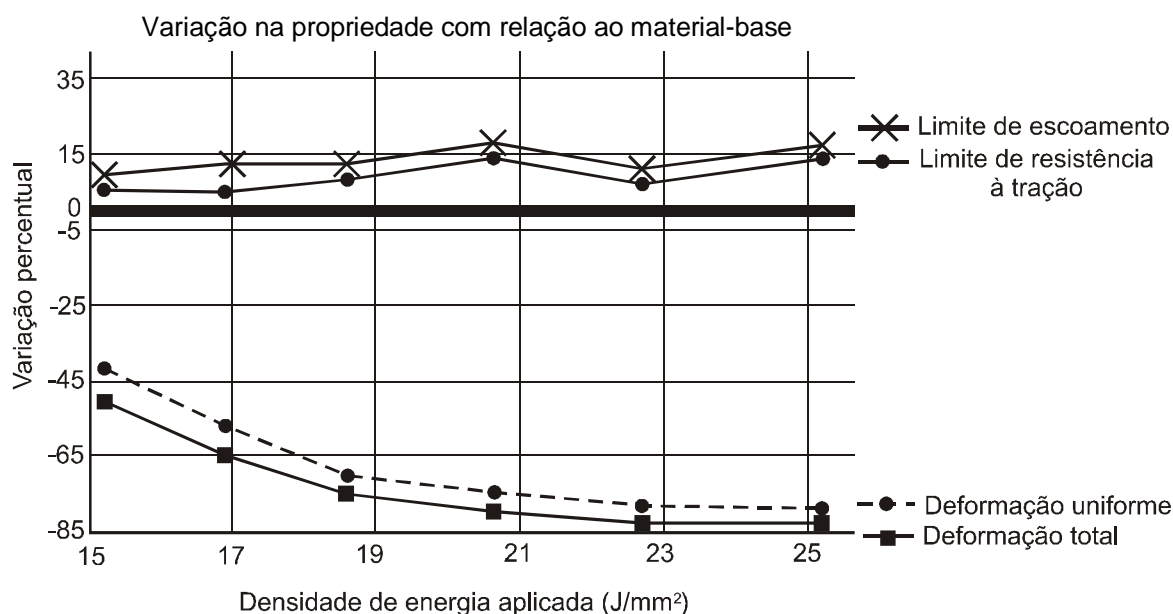
Tabela 7 – Resultados absolutos médios para propriedades avaliadas por ensaios de tração – aço TRIP 750

Código	Densidade de energia (J/mm <sup>2</sup> )	Limite de escoamento médio (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Deformação uniforme (%)	Deformação total (%)
2	22,63	474±23	840±22	5,3*	6*
3	15,15	473±27	822,5±3,6	14,4±1,5	16,6±2,6
4	18,52	481±23	845,6±9,4	7,4±0,7	8,7±0,7
6	25,15	506±12	875,7±9,3	5,2±0,4	6,1±0,7
7	16,83	466±15	851,0±3,3	10,6±0,6	12,1±0,4
8	20,57	507±28	889,0±4,9	6,3±0,5	7±0,5

Fonte: autor

A Figura 43 mostra a representação gráfica dos resultados obtidos, plotando a variação percentual das propriedades mecânicas listadas na tabela 7 em relação ao material-base, para o caso do aço TRIP 750.

Figura 43 – Variação nas propriedades mecânicas para o aço TRIP 750, com relação à densidade de energia laser aplicada



Fonte: autor

Novamente, os aumentos experimentados pelas amostras, com relação aos limites de escoamento e de resistência à tração, podem ser justificados pelo aumento nas frações de microconstituintes mais duros, como por exemplo a martensita (ABDALLA et al., 2007)

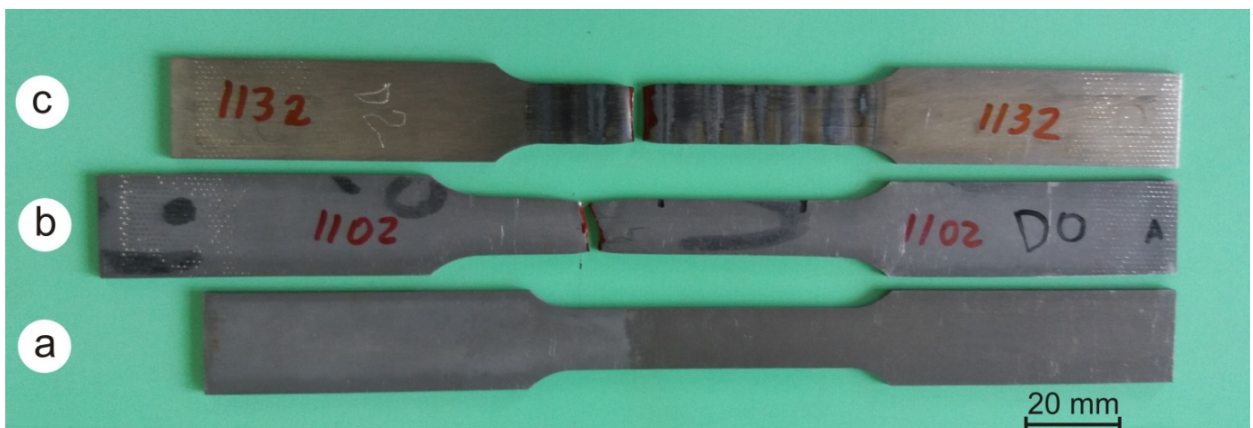
#### 4.2.3.1 Análise da tenacidade, ductilidade e estrição

A avaliação da tenacidade, representada pela área sob o diagrama tensão x deformação até o rompimento, em um ensaio de tração, revela que os dois aços estudados possuem tenacidade suficientemente atrativa para a indústria automobilística; porém, tal como evidenciado no gráfico da Figura 26 a tenacidade do aço TRIP 750 é bem superior ao aço DP 600, ambos na condição como fornecido.

Os parâmetros de tratamento térmico laser, quando aplicados ao aço DP 600, não foram capazes de promover um aumento significativo no limite de resistência. A redução drástica do alongamento foi, portanto, o único fator responsável pela significativa redução na tenacidade nos aços tratados a laser. Ou ainda, a redução da ductilidade, medida a partir da deformação que ocorre até a fratura, é a única propriedade responsável pela redução de tenacidade.

A diminuição da ductilidade experimentada pelo o aço DP 600, após tratamento térmico a laser, pode ser avaliada pela comparação da variação do comprimento das imagens da Figura 44. Esta figura mostra um corpo de prova antes do ensaio de tração (Figura 44 *a*) cujo comprimento total é de 200 mm, um corpo de prova sem tratamento térmico após ensaio de tração (Figura 44 *b*), e um corpo de prova tratado a laser após ensaio de tração (Figura 44 *c*). Este caso de ensaio foi o que apresenta maior densidade de energia laser.

Figura 44 – Comparação entre corpos de prova para ensaios de tração, de aço DP 600: a) amostra sem tratamento; b) amostra sem tratamento e após ensaio de tração; c) amostra com tratamento térmico e após ensaio de tração

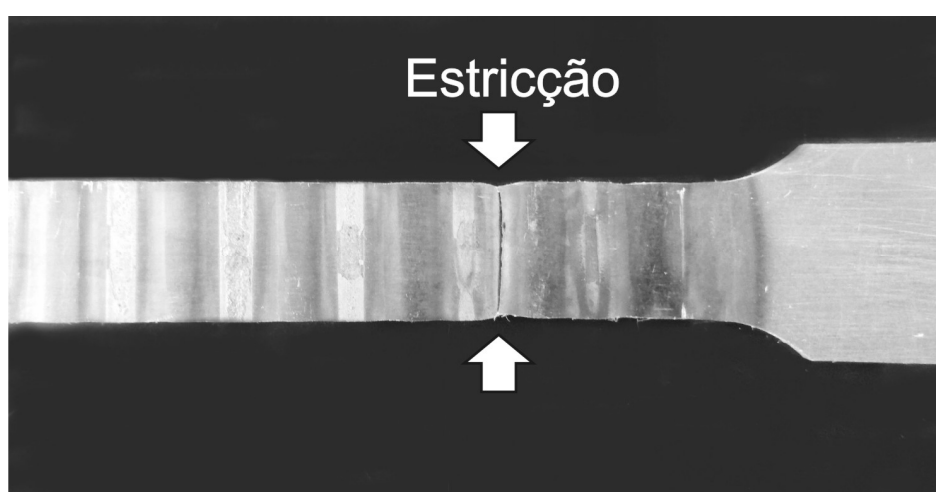


Fonte: autor

A estrição experimentalada pelos corpos de prova sob ensaios de tração foi reduzida nos dois materiais, submetidos ao tratamento térmico laser. No caso do aço DP 600, ela passou de um valor original de 40% (amostra sem tratamento térmico), para 36% (caso de ensaio com maior densidade de energia).

A Figura 45 ilustra a região onde ocorreu a estrição de uma amostra de aço DP 600 após tratamento térmico e ensaio de tração.

Figura 45 – Estrição de uma amostra de aço DP 600 após tratamento térmico e ensaio de tração



Fonte: autor

Ambos os materiais apresentaram fratura dúctil nos ensaios de tração. Além disso, devido à geometria proposta para os passes do feixe laser sobre corpos de prova, durante os tratamentos térmicos, promoveu-se a formação de linhas perpendiculares ao seu comprimento.

Isso levou, possivelmente, à formação de áreas apresentando diferentes durezas e resistências mecânicas, quando considerada a seção transversal de um corpo de prova. Isso pode ser evidenciado pelo aspecto ondulado das faces superiores e das laterais dos espécimes de ensaio rompidos, conforme ilustrado na Figura 46, que mostra um comportamento verificado para ambos os materiais estudados.

As ondulações verificadas nos corpos de prova tratados termicamente a laser, após realização dos ensaios de tração, e a característica das fraturas, inclinadas com relação a espessura dos corpos de prova (Figuras 46 e 48), podem ser atribuídas a esta geração de áreas com diferentes durezas, e propriedades mecânicas.

Figura 46 – Aspecto ondulado de um corpo de prova rompido, típico dos aços DP 600 e TRIP 750

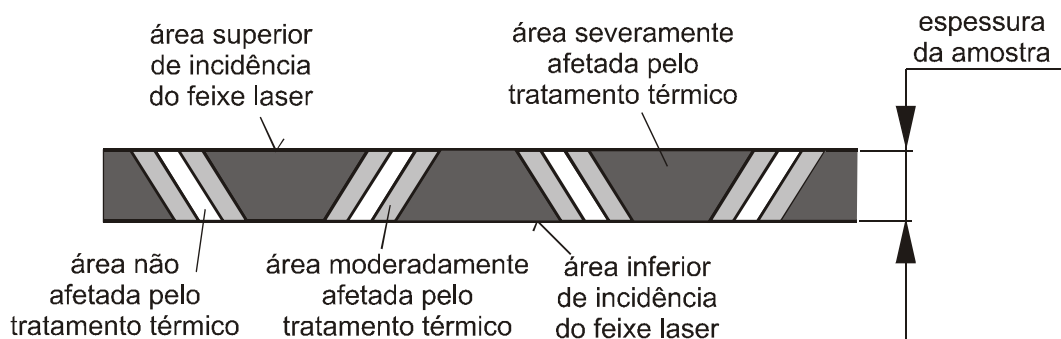


Fonte: autor

Esta é uma característica do processo de tratamento térmico a laser adotado, no qual um feixe de laser de determinado diâmetro desloca-se em linhas paralelas ao longo de cada uma das duas superfícies da chapa.

A Figura 47, que ilustra uma possível seção transversal de uma amostra tratada termicamente, conforme mencionado, mostra a alternância da formação de áreas afetadas em ambos os lados da amostra. Dependendo dos parâmetros de processo, pode ocorrer a existência de uma região que não é afetada pelo fluxo de calor, resultando em áreas cíclicas com as propriedades mecânicas inalteradas ou muito pouco alteradas.

Figura 47 – Ilustração da seção transversal típica resultante dos tratamentos térmicos

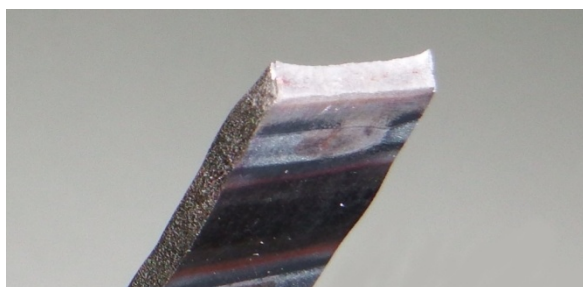


Fonte: autor



A Figura 48 mostra o aspecto típico de uma fratura ocorrida durante os ensaios de tração realizados. A imagem mostra um corpo de prova em aço DP 600, mas o mesmo resultado foi observado para o aço TRIP 750.

Figura 48 – Aspecto típico da superfície de fratura de um corpo de prova rompido em ensaio de tração



Fonte: autor

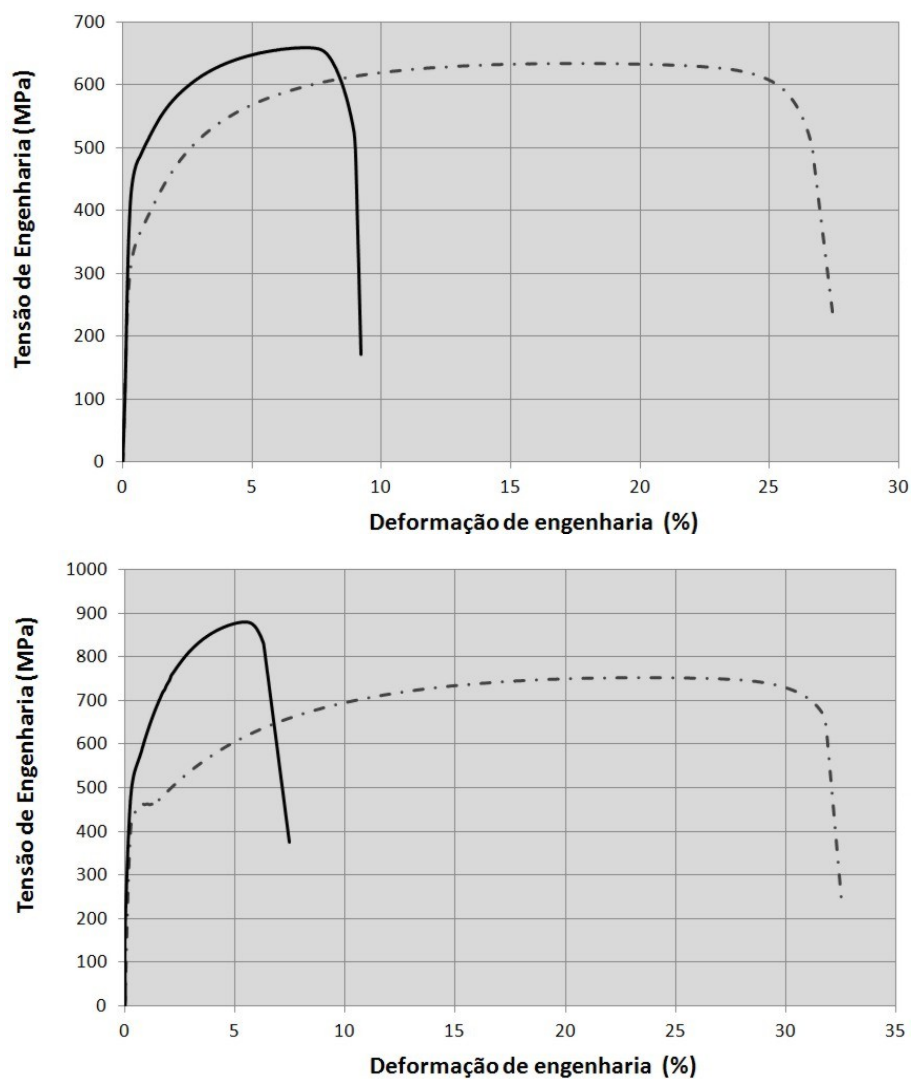
Com relação ao o aço TRIP 750, os parâmetros de tratamento térmico foram capazes de aumentar o limite de resistência, porém, assim como ocorreu com as amostras do aço DP 600, houve redução drástica na tenacidade e na ductilidade e um aumento na resiliência graças ao aumento no limite de escoamento. Pode-se inferir, baseado no aumento do limite de resistência, que os tratamentos térmicos realizados afetaram integralmente a área útil de ensaio, ou seja, a alternância das passagens do laser, associada à maior absorção de energia pelo aço TRIP 750, foi o suficiente para evitar a existência de regiões não tratadas como sugerido na Figura 47. Ainda, neste aço a queda foi mais pronunciada na estricção, que passou de 47% para 22%. A título de comparação, a estricção de um aço AISI 1020 laminado é estimada em 61% (DOWLING, 1993).

A dramática diminuição nas propriedades de ductilidade dos dois materiais, após os tratamentos térmicos, está ilustrada na Figura 49, que representa, para cada material, os resultados dos ensaios de tração em amostras tratadas sob a maior densidade de energia experimentada, 25,15 J/mm<sup>2</sup>.

A queda na tenacidade dos materiais, a partir do material-base até o caso de ensaio com maior densidade de energia aplicada, e avaliada pela área dos diagramas tensão x deformação representados na Figura 49, foi avaliada em 44% para o aço DP 600 e 62% no caso do aço TRIP 750.

Figura 49 – Comparação entre resultados de ensaios de tração entre os materiais-base e após tratamento térmico (aço DP 600 acima, aço TRIP 750 abaixo). As linhas traço-ponto representam o material-base, e as contínuas o material tratado

Diagramas tensão x deformação para os aços DP 600 (acima) e TRIP 750 (abaixo), com e sem tratamento térmico



Fonte: autor

#### 4.2.3.2 Perfilometria e avaliação de rugosidade

Após a realização dos ensaios de tração, um corpo de prova tratado a laser e um corpo de prova sem tratamento foi separado para medição da rugosidade. Foram selecionados corpos de prova nos quais a ruptura no ensaio de tração ocorreu fora da área útil de medição

do alongamento. A finalidade desta seleção era permitir um grande comprimento de amostragem na medição da rugosidade e da perfilometria. A área próxima da ruptura foi evitada durante a medição para afastar os efeitos provocados pela estrição. Os efeitos das garras de fixação foram também evitados, pois a medição se localizou dentro da área útil. Desta forma foram conseguidos comprimento de amostragem de 30 mm. Os valores de rugosidade medidos estão listados na Tabela 8. Foram feitas medições na superfície (laminada) da chapa, e na transversal (obtida por eletroerosão).

Tabela 8 – Medição da rugosidade de corpos de provas após ruptura

Condição	Rugosidade superficial Ra ( $\mu\text{m}$ )	Rugosidade na face usinada Ra ( $\mu\text{m}$ )
DP 600 – sem tratamento	0,42	3,2
TRIP 750 – sem tratamento	1,02	7,5
DP 600 – tratado	21	25
TRIP 750 – tratado	20	25

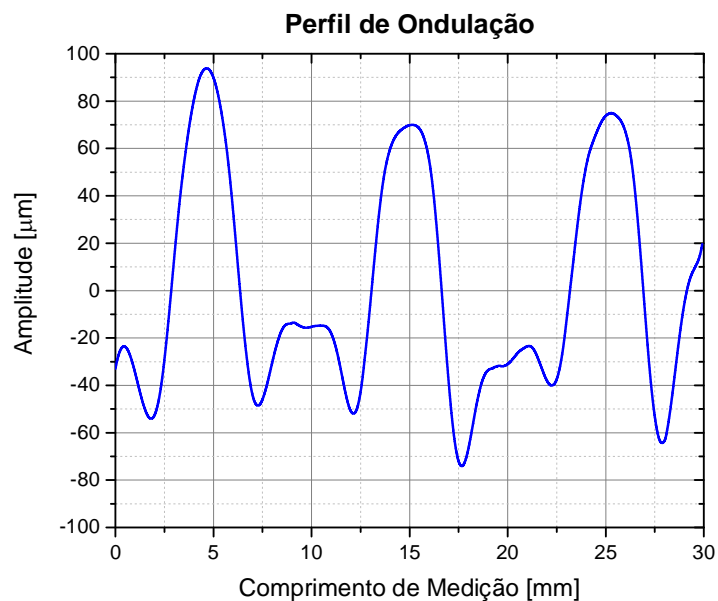
Fonte: autor

Pode-se observar que, para os materiais sem tratamento térmico, a rugosidade superficial é pequena, típica de laminação. O corpo de prova do aço DP 600 apresenta rugosidade menor em função do revestimento de zinco, e o aço TRIP 750 apresenta uma rugosidade maior em função de camada de óxido presente na superfície. Uma provável explicação está no comportamento mecânico durante o ensaio de tração. As superfícies laminadas medidas estão homogêneas, nas mesmas condições anteriores ao ensaio de tração. Não há alteração das propriedades mecânicas ao longo da linha de medição da rugosidade. Na constância das propriedades mecânicas, as deformações impostas pelo ensaio de tração devem ser homogêneas em todo o comprimento. A mesma análise se aplica na rugosidade medida na face usinada do corpo de prova.

O mesmo já não ocorre com os materiais tratados a laser. A rugosidade nestes materiais aumenta muito porque as superfícies laminadas medidas não são homogêneas. Uma vez que o tratamento a laser foi realizado sem gás de proteção direcionado à superfície do material, o aquecimento ao ar gerou traços visíveis de oxidação no corpo de prova que identificam a trajetória do feixe laser durante o tratamento. Este é um fator que pode explicar o aumento da rugosidade. A direção de medição da rugosidade é uma composição de superfície laminada no estado fornecido e superfície oxidada pelo tratamento térmico. Além disso, as propriedades

mecânicas variam periodicamente ao longo do comprimento. Há regiões de dureza elevada em função do tratamento térmico a laser, alternadas com regiões que não sofreram tratamento térmico, ou sofreram diferentes intensidades deste. Conseqüentemente, na linha de medição da rugosidade as deformações são heterogêneas. Há regiões de grande deformação nas áreas não afetadas pelo tratamento térmico, mescladas com regiões de pequenas deformações nas áreas tratadas termicamente pelo laser. Ao longo de um comprimento de medição de 30 mm as ondulações resultantes das diferentes deformações geradas no ensaio de tração estão mostradas no gráfico da Figura 50, que representa a superfície laminada de um corpo de prova de aço DP 600 após tratamento térmico e ensaio de tração.

Figura 50 – Perfil da superfície laminada de corpo de prova de aço DP 600 após tratamento térmico e ensaio de tração



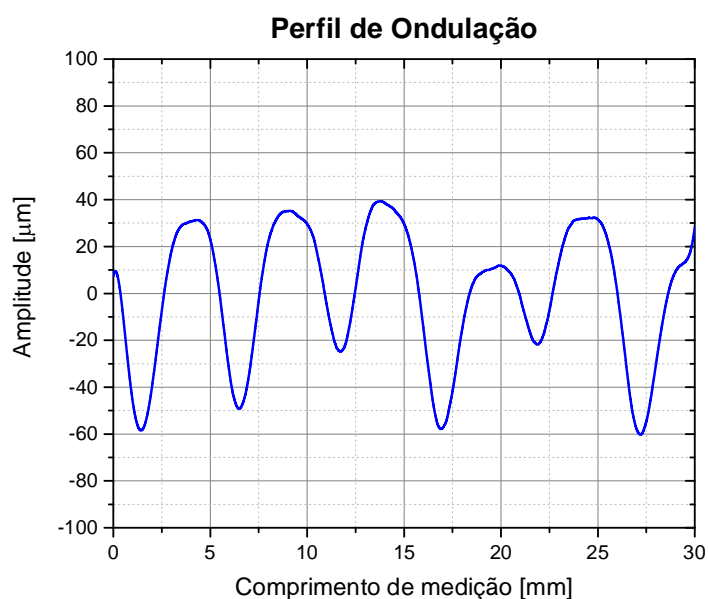
Fonte: autor

Nesta Figura, a profundidade máxima de onda é definida, como a distância vertical máxima entre o ponto mais baixo e o mais alto da curva, delimitados por duas retas equidistantes entre si, obtidas dentro do comprimento total de medição (ISO, 1997). A figura permite a determinação do valor desta profundidade, e também permite notar que os três picos mais elevados estão distanciados entre si de 10 mm. Este valor corresponde à distância entre os deslocamentos do feixe laser sobre a superfície, conforme método de tratamento térmico adotado. No gráfico, o valor da amplitude sugere que há uma variação da espessura do material e a existência de um período mostra que esta variação oscila continuamente. A

perfilometria do material tratado a laser após a realização do ensaio de tração permite afirmar que as regiões tratadas pelo laser possuem propriedades mecânicas diferenciadas em relação ao metal base. As regiões tratadas pelo laser agem como um ancoradouro, bloqueando o deslocamento das discordâncias e aumentando a resistência mecânica do material como um todo.

Já a Figura 51 mostra o perfil da face usinada do corpo de prova após o ensaio de tração. Neste gráfico a medição é realizada aproximadamente na metade da espessura. A forma de onda do gráfico se aproxima mais de uma senoidal com periodicidade de aproximadamente 5 mm. Isto é facilmente explicado porque o tratamento térmico a laser foi efetuado nas duas faces laminadas com um passo de 10 mm, porém intencionalmente foi imposto um deslocamento de 5 mm entre as trajetórias do laser, entre uma superfície e a oposta no corpo de prova.

Figura 51 - Perfil da superfície usinada de corpo de prova de aço DP 600 após tratamento térmico e ensaio de tração



Fonte: autor

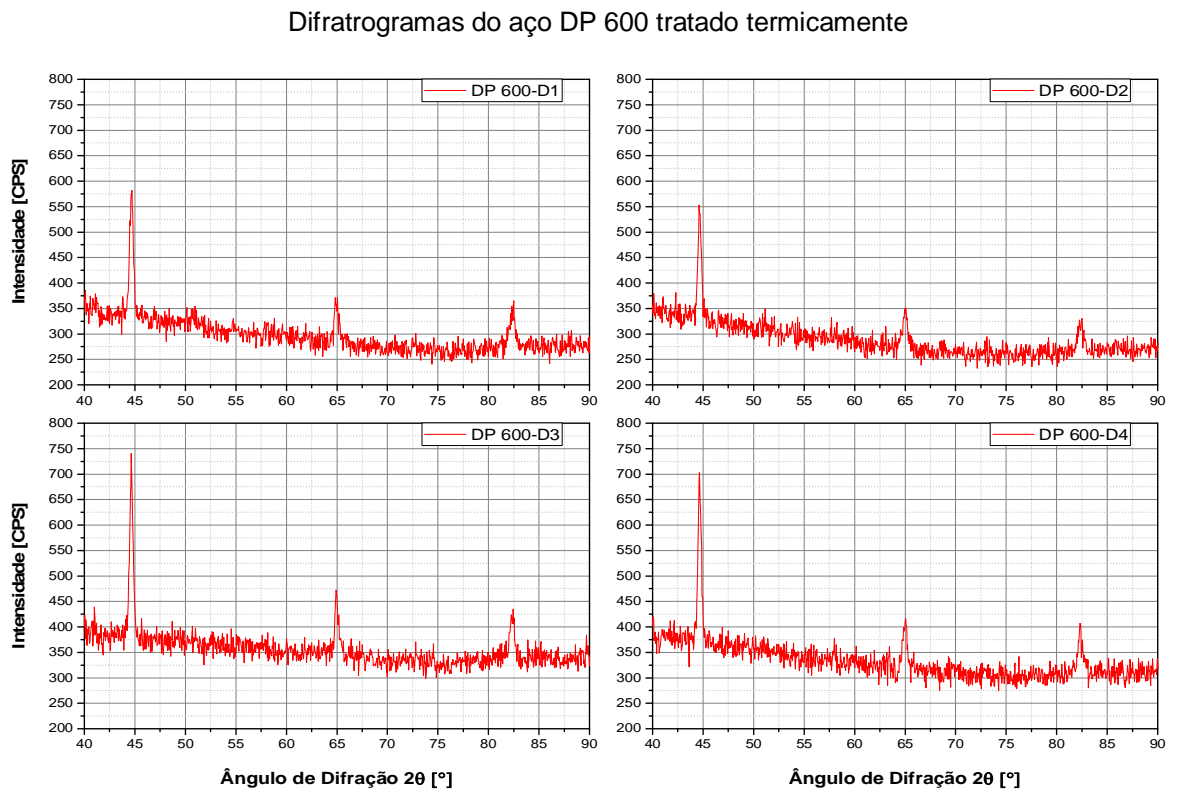
A diferença de amplitude está associada à mecânica dos materiais. A diferença de fase nos dois gráficos é explicada pela realização independente das duas medições. Como as medições são perpendiculares entre si foi necessária a retirada da peça, um giro de 90 graus e o reposicionamento no dispositivo de medição. Tanto as ondulações verificadas nos corpos de prova, após tratamento térmico, nos ensaios de tração, quanto o aspecto das fraturas, em

ângulo com relação ao perfil dos corpos de prova, podem ser atribuídas, conforme mencionado, à geração de áreas com diferentes durezas, e resistências, nos materiais, devido à geometria dos ensaios propostos.

#### 4.2.4 Difratometria de raios-X dos materiais após tratamento térmico

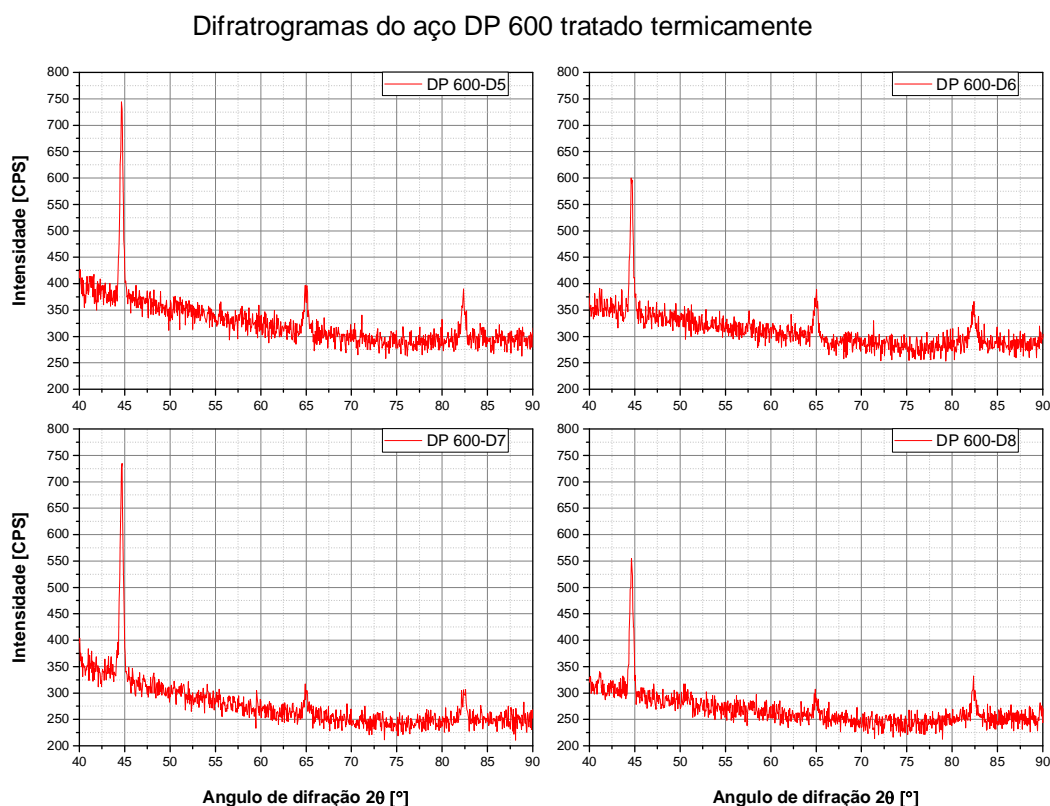
Os difratogramas do aço DP 600, após a realização do tratamento térmico, mostrados nas Figuras 52 e 53, não mostram as diferenças de microestrutura conforme verificadas nas análises metalográficas do material. Os picos de todos os difratogramas são associados ao ferro  $\alpha$ , embora as análises metalográficas tenham revelado uma clara transição entre estruturas ferríticas com frações de martensita e estruturas notadamente martensíticas, conforme ocorre aumento da densidade de energia dos tratamentos realizados.

Figura 52 – Difratogramas do aço DP 600 tratado termicamente. Os casos de ensaio estão indicados



Fonte: autor

Figura 53 – Difratoogramas dos aços DP 600 tratados termicamente (continuação). Os casos de ensaio estão indicados



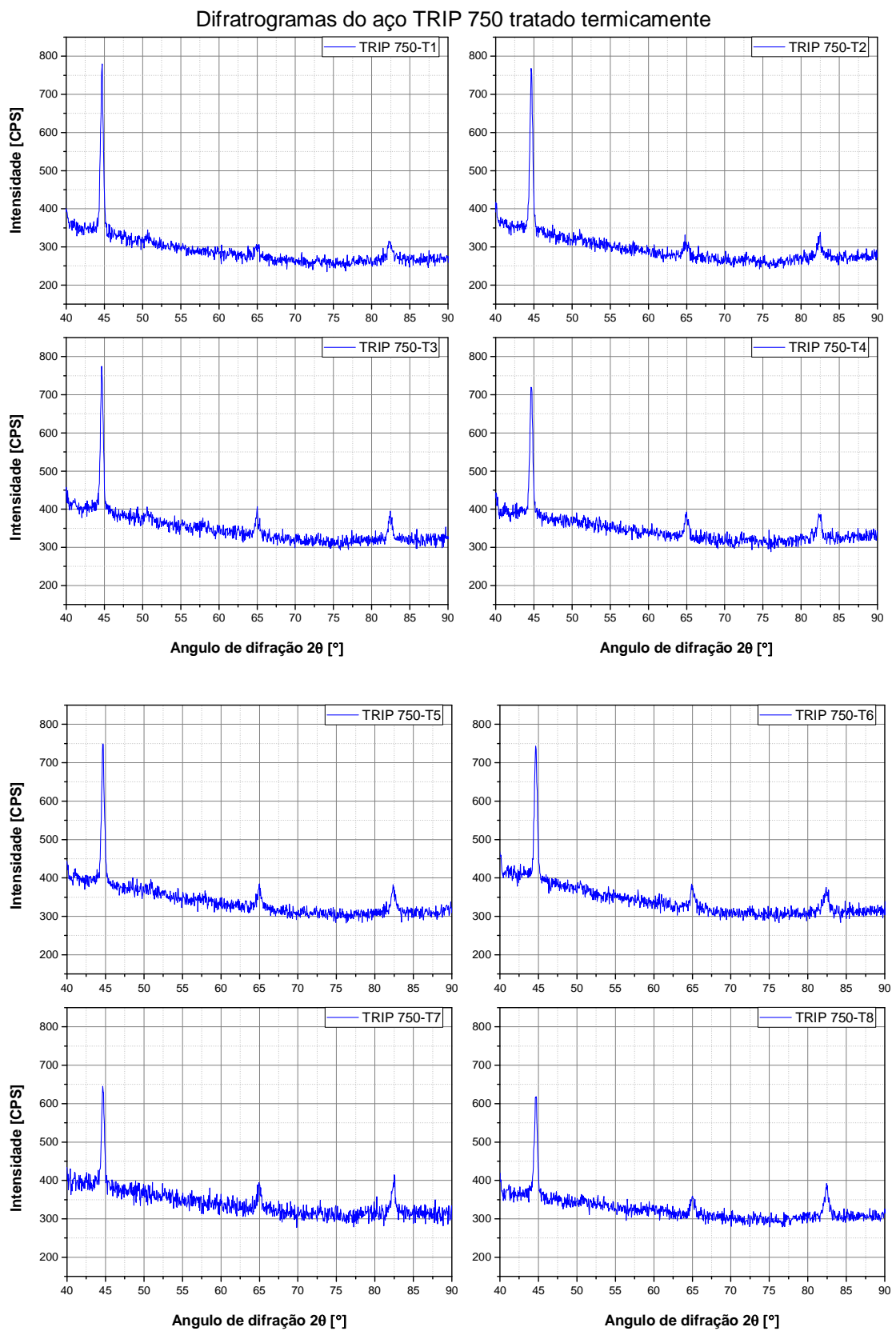
Fonte: autor

Os difratogramas do aço DP tratado a laser enfatizam os resultados de Xiao (XIAO et. al, 1995), que realizou tratamentos térmicos de têmpera em aços com vários teores de carbono e constatou que a baixa tetragonalidade da martensita em aços de baixo carbono é oculta pela tensão térmica, que promove o alargamento dos picos de difração.

O teor de carbono do aço DP 600 estudado, de fato, é de apenas 0,076%. Conseqüentemente, nestes casos os valores de  $a$  e  $c$  não puderam ser diferenciados pela técnica de difração empregada.

Os difratogramas do aço TRIP 750, nas amostras submetidas a tratamento térmico, por sua vez, também não permitem detectar as diferenças de microestrutura como avaliadas pela metalografia das amostras. Os picos de todos os difratogramas são associados ao ferro  $\alpha$ , embora seja observável, nas micrografias, grande presença de estruturas martensíticas. Estes difratogramas são apresentados na Figura 54.

Figura 54 – Difratoogramas do aço TRIP 750 tratado termicamente. Os casos de ensaio estão indicados



Fonte: autor



Os difratogramas relativos ao aço TRIP 750 tratado a laser também refletem a baixa tetragonalidade da martensita formada após os tratamentos, sendo que o teor de carbono do aço TRIP 750 é de apenas 0,22%. A dificuldade de distinção das estruturas martensíticas nestes dois aços demonstra que a caracterização destes materiais, por difração de raios-X, utilizando-se o equipamento descrito, pouco tem a oferecer em termos de ferramenta de análise.

#### 4.3 Comparação entre os efeitos dos tratamentos térmicos sobre os dois materiais de estudo

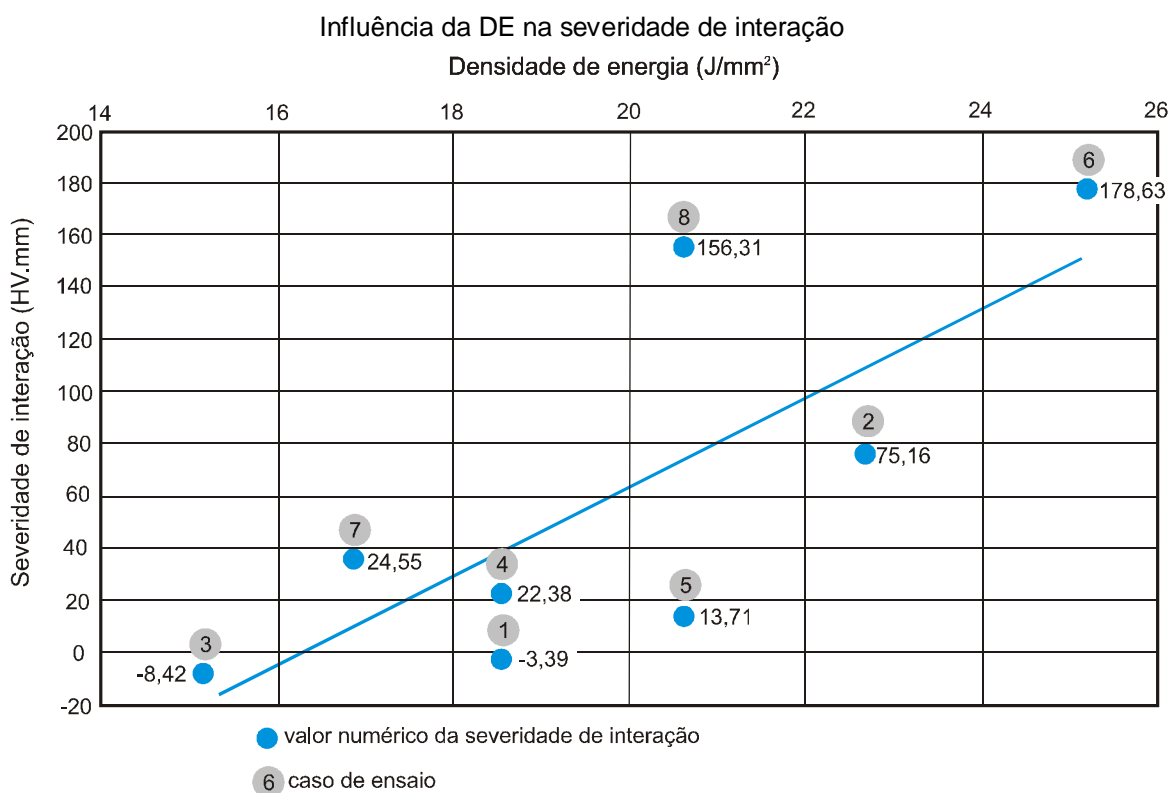
Demonstrou-se que, a despeito da pequena espessura relativa dos materiais submetidos ao tratamento térmico (1,6 mm), a massa em torno das regiões irradiadas serviu como um grande escoadouro de calor, o que pode ser verificado pelas microestruturas obtidas em vários dos casos de ensaio experimentados, características de altas taxas de resfriamento. Para estes ensaios, porém, havia sempre uma placa espessa de alumínio (de espessura 20 mm) sob as amostras de ensaio, e as amostras foram tratadas na forma de chapas relativamente grandes (cerca de 200 x 200 mm).

Sobre a maior tendência de endurecibilidade apresentada pelo aço TRIP 750, um fator crucial é a diferença na composição química com relação ao DP 600. Com efeito, a porcentagem em peso de carbono, por exemplo, é quase três vezes maior no aço TRIP 750. Outros elementos retardantes da precipitação de carbeto em tratamentos térmicos, como silício, alumínio e fósforo também têm suas porcentagens aumentadas no caso do aço TRIP 750 estudado, o que potencializa o tratamento efetuado (CHIANG, 2012). De fato, o aço TRIP 750 foi notadamente mais afetado com relação ao aço DP 600. No caso da dureza, todos os casos de ensaio provocaram grandes alterações no aço TRIP 750, sendo que o mesmo não foi observado para o aço DP. Ainda, deve-se considerar a diferença de fator de acoplamento da energia fornecida pelo laser mencionado em 4.2.1. Para uma mesma condição de tratamento a laser, as superfícies de materiais diferentes refletem e absorvem frações diferenciadas da energia fornecida pelo laser. A densidade de energia, que relaciona os diversos parâmetros de processo envolvidos no tratamento térmico a laser, tem efeito direto nos resultados obtidos.

Neste sentido, pode-se afirmar que, para densidades de energia abaixo de um patamar de  $18 \text{ J/mm}^2$ , não se conseguiu promover mudanças significativas no aço DP 600.

Porém, se for considerada uma variação na densidade de potência, pode-se conseguir um determinado grau de transformação a partir deste patamar, com aumento na dureza a partir de 25%. Isso se verifica pela avaliação dos resultados dos casos de ensaio, aos pares, D4 e D1, e D5 e D8, e indica a influência da densidade de potência nos resultados deste tipo de tratamento térmico. Já no caso do aço TRIP 750, toda a faixa de variação de densidade de energia experimentada promoveu mudanças significativas no material. Uma comparação entre os resultados obtidos, com base na área sob os gráficos de dureza superficial (a denominada severidade de interação), para o aço DP 600 está apresentada na Figura 55; já o mesmo tipo de comparação para o aço TRIP 750 é apresentado na Figura 56.

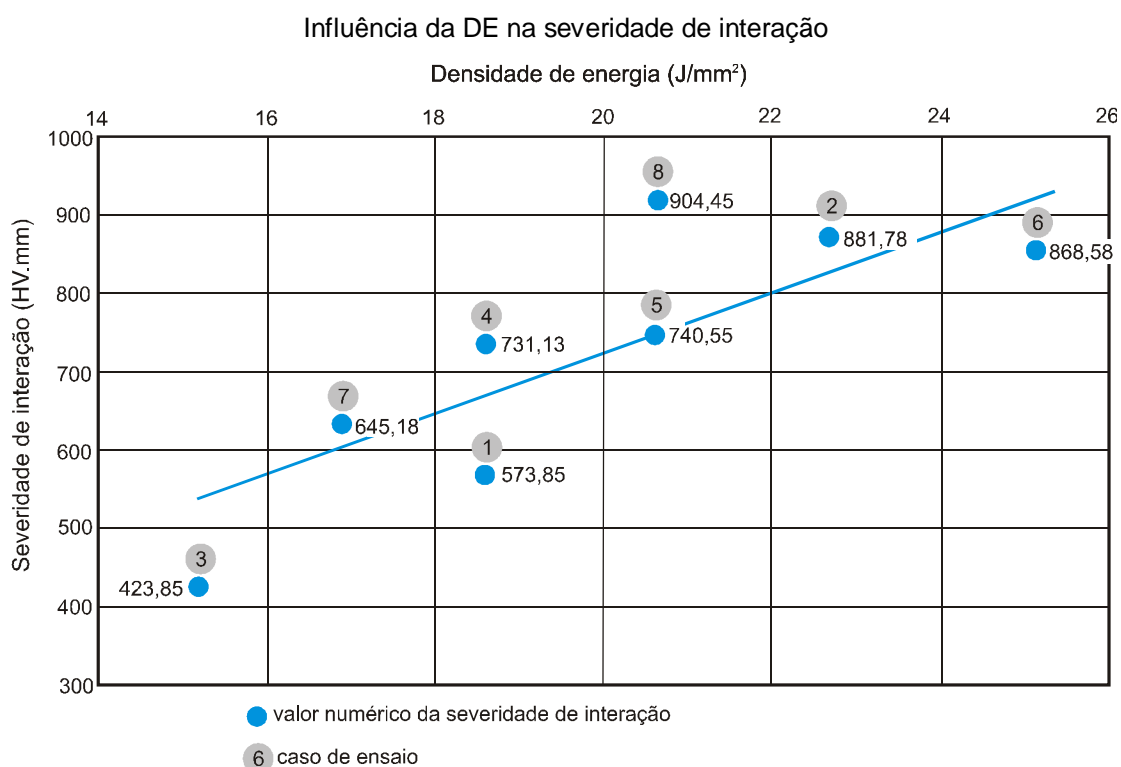
Figura 55 – Influência da densidade de energia aplicada, para o aço DP 600



Fonte: autor

Ao se observar os diagramas das Figuras 55 e 56, deve-se levar em conta que os valores de densidade de energia calculados são relacionados à energia fornecida pelo laser; porém, a energia responsável pelo tratamento térmico é a energia efetivamente absorvida pelo material.

Figura 56 – Influência da densidade de energia aplicada, para o aço TRIP 750



Fonte: autor

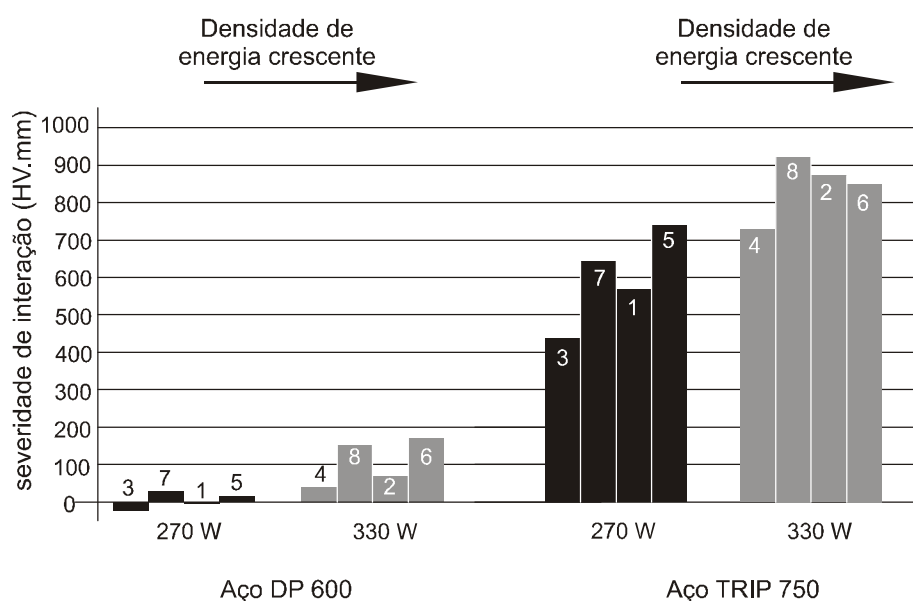
Embora não possa ser quantificada, a energia absorvida pelo aço DP 600 é certamente inferior à energia absorvida pelo aço TRIP 750. Os dois gráficos demonstram que, com o aumento da energia nominal, ocorre um aumento da severidade de interação. Ainda, observando-se os dois diagramas, e comparando-se os casos de ensaio 1 e 4, bem como os casos 5 e 8, realizados com a mesma densidade de energia, verificam-se respostas físicas diferentes, o que mostra que outros fatores influenciam os resultados.

4.3.1 Influência dos parâmetros de processo sobre os resultados dos tratamentos térmicos, avaliados pela severidade de interação

Com relação à potência nominal de saída do laser, pôde-se verificar, de acordo com os dados obtidos experimentalmente, que um aumento no seu valor leva a um aumento nos efeitos físicos sobre a amostra. Este efeito está ilustrado na Figura 57. Nesta figura, os casos de ensaio estão indicados sobre ou nas barras, e organizados em densidades de energia crescentes da esquerda para a direita. O efeito do aumento da potência nominal do feixe é verificado para ambos os materiais em estudo; quanto maior a potência, maior a severidade de

interação para os dois tipos de aço. Mais ainda, os casos de ensaio 1 e 4 bem como 5 e 8, que possuem mesma densidade de energia, apresentam respostas diferentes em função da densidade de potência. Os casos 1 e 5, que foram ensaios com potência menor, apresentam menor severidade de interação, independente do material.

Figura 57 – Influência da potência nominal de tratamento sobre a severidade de interação da amostra



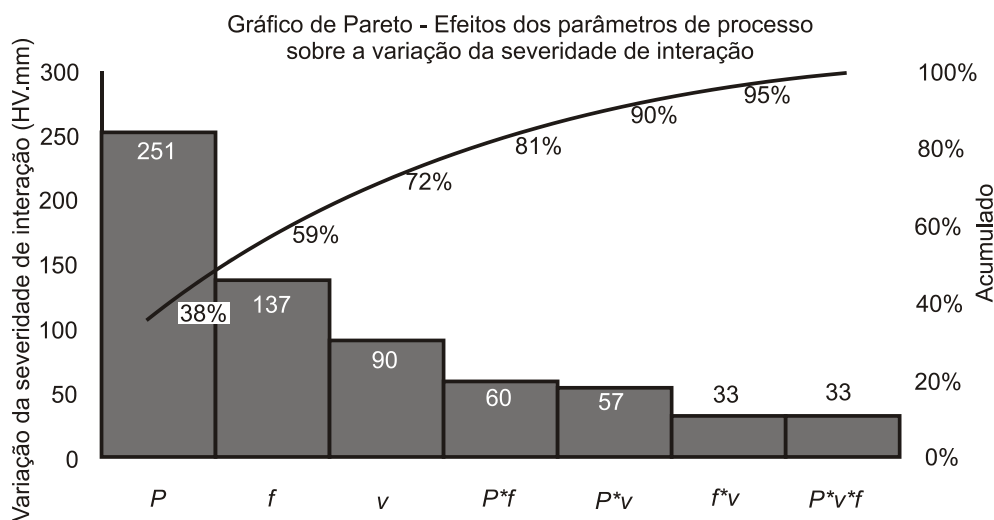
Fonte: autor

Da mesma forma que a variação da potência promove alteração na severidade de interação, os outros parâmetros de operação do laser interferem nesta severidade. Uma velocidade de avanço menor aumenta o tempo de interação, permitindo que mais energia seja absorvida pelo material, promovendo assim maior aporte térmico. Uma diminuição na distância de desfocalização, por sua vez, diminui o tamanho da área iluminada, aumentando assim a densidade de energia. Densidades de energia maiores levam a maiores severidades de interação. Gráficos semelhantes aos da Figura 57, no qual a abscissa representasse os outros parâmetros de operação do laser, velocidade de avanço e distância de desfocalização, poderiam ser agrupados em função do material ensaiado e validam intuitivamente esta afirmação.

O procedimento experimental utilizado permite a identificação de qual das variáveis independentes é a mais influente no tratamento térmico. Caso haja interação entre as variáveis, o planejamento adotado (fatorial  $2^3$ ) permite identificação desta interação, com a

utilização do diagrama de Pareto, que permite visualizar quais as variáveis mais importantes num experimento controlado (MOEN; NOLAN; PROVOST, 1999). Viabiliza-se a identificação da variável ou da interação de maior efeito, responsável pela maior parcela de modificação nos resultados do experimento. Uma linha conecta a variação percentual acumulada das variáveis, e permite identificar rapidamente as poucas variáveis ou interação entre elas que são responsáveis pelo maior volume de variação. Na Figura 58, o gráfico de Pareto, obtido com relação à severidade de interação para o aço TRIP 750, tem as abscissas  $P$  para potência nominal do feixe,  $f$  para desfocalização,  $v$  para velocidade de avanço,  $P*f$  para interação entre potência e desfocalização,  $P*v$  para interação entre potência e velocidade de avanço,  $f*v$  para interação entre desfocalização e velocidade de avanço e  $P*v*f$  para interação entre todas as variáveis. É de se esperar que os resultados, com relação à influência de cada variável e sua interação com relação à severidade de interação, para ambos os materiais, sejam muito parecidos.

Figura 58 – Fatores de influência na variabilidade da severidade de interação, para o aço TRIP 750



A variável de maior efeito sobre a severidade de interação é a potência nominal do feixe laser. Isto significa que a variação de potência, de 270 para 330 W, impõe uma variabilidade de 251 HV.mm na severidade de interação. Uma outra maneira de analisar os dados do gráfico é o fato de que, mantendo-se os níveis de variação de potência e desfocalização, e mantendo-se sob controle a velocidade de avanço do processo, restringe-se em cerca de 59% a variabilidade da severidade de interação.

## 5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Foram realizados tratamentos térmicos localizados, a laser, em aços avançados de alta resistência *dual phase* DP 600 e *transformed induced placticity* TRIP 750. As densidades de energia laser nominais aplicadas variaram entre 15 e 25 J/mm<sup>2</sup>. Foram experimentadas pequenas variações nos parâmetros do processo, quais sejam: velocidade de avanço do feixe sobre a peça, desfocalização do feixe e potência nominal do feixe. Para as faixas de variação de parâmetros experimentadas, ambos os materiais tiveram suas características alteradas localmente, em maior ou menor grau. A partir dos resultados obtidos experimentalmente foram possíveis as seguintes conclusões:

- 1) Dentro dos parâmetros experimentais estabelecidos foi possível realizar tratamento térmico nos aços DP 600 e TRIP 750. Nos dois aços foi possível obter uma transformação de fase que levou à formação de microestruturas tipicamente martensíticas, muito diferentes das microestruturas dos materiais-base;
- 2) Foram observadas, nos perfis de microdureza Vickers superficiais obtidos, regiões ao redor da área irradiada pelo feixe laser, nas quais a dureza diminuiu com relação ao material-base. Isso poderia ser atribuído ao revenimento da martensita presente originalmente nos dois materiais estudados, mas também a variabilidade implícita dos resultados do processo pode ter influenciado;
- 3) A dureza dos materiais sofreu aumento pronunciado na área irradiada, em concordância com o tipo de microestruturas resultantes. No caso do aço DP 600 o aumento máximo experimentado foi em torno de 50%; já para o aço TRIP 750 verificaram-se aumentos acima de 100%;
- 4) De acordo com a geometria dos tratamentos térmicos propostos, foram geradas áreas com diferentes microestruturas e limites de resistência à tração, nas amostras utilizadas para ensaios de tração. Isso foi evidenciado pelo aspecto ondulado das regiões de fratura, nos corpos de prova;
- 5) A densidade de energia afeta a severidade dos efeitos físicos sobre os materiais, porém a densidade de potência também afeta estes resultados; isso

foi verificado pela comparação de resultados para casos de ensaio com valores iguais de densidades de energia, mas com diferentes densidades de potência. Neste caso, com o aumento da densidade de potência os efeitos sobre os materiais foram mais pronunciados;

- 6) O efeito dos tratamentos térmicos conforme propostos foi muito mais pronunciado no aço TRIP 750 do que no aço DP 600; isso porque, de acordo com os parâmetros experimentais escolhidos, houve uma tendência de se promover a têmpera dos dois materiais. A composição do aço TRIP, com relação a elementos de liga que promovem a endurecibilidade do material, favorece esse efeito;
- 7) O limite de escoamento aumentou em ambos os materiais, devido ao aumento na fração de microconstituintes mais duros, por exemplo a martensita. Já o limite de resistência à tração foi aumentado apenas no aço TRIP 750. Isso foi atribuído à presença de áreas muito pouco afetadas pelo tratamento térmico, no caso do aço DP 600;
- 8) O parâmetro de maior influência no processo, considerando-se a severidade de interação, que foi o meio proposto para a quantificação dos efeitos, é a potência nominal do feixe. O controle da potência do feixe e da desfocalização reduz em aproximadamente 59% a variabilidade da severidade de interação;
- 9) A tenacidade dos materiais estudados foi muito prejudicada pelos tratamentos térmicos conforme propostos, sendo que houve uma queda, com base na tenacidade relativa ao conjunto de parâmetros de ensaio que levou à maior densidade de energia, em comparação à tenacidade do material-base, de 44% para o aço DP 600, e de 62% no caso do aço TRIP 750.

### 5.1 Sugestões para trabalhos futuros

A seguir são propostos temas para trabalhos futuros na área, considerados uma continuação natural dos estudos apresentados neste trabalho:

- 1) Estudar a influência de tratamentos térmicos posteriores, sejam localizados a laser ou em forno, sobre os resultados obtidos neste trabalho. É possível que estes tratamentos possam melhorar a homogeneidade da estrutura e minimizar a queda de ductilidade verificada nos ensaios de tração;
- 2) Estudar o comportamento com relação ao grau e tipo de transformação em estado sólido, para os aços avançados de alta resistência estudados aqui, com relação à influência das densidades de potência e densidades de energias. Neste sentido protocolos de ensaio que fixassem um destes parâmetros e variassem o outro seriam desejáveis;
- 3) Realizar experimentos deste tipo em peças reais estampadas (por exemplo, componentes automotivos), nos quais as peças sejam resfriadas ao ar e testar a eficiência do tratamento, sobretudo levando-se em conta propriedades de absorção de energia. Neste caso, porém, deve-se levar em conta as possíveis deformações térmicas impostas ao material;
- 4) Realizar experimentos sobre anisotropia planar para os materiais estudados aqui, sob efeito de tratamento térmico a laser, levando-se em conta os resultados obtidos aqui;
- 5) Realizar experimentos com velocidades maiores de processo, tomando-se como base velocidades já aplicadas na indústria, e levando-se em conta as densidades de energia observadas neste trabalho e a influência da densidade de potência;
- 6) Realizar metalografia em corpos de prova tratados conforme parâmetros estabelecidos neste trabalho, após rompimento em ensaio de tração, para oferecer uma melhor compreensão, do ponto de vista microestrutural, das diferentes regiões formadas, tanto superficial quanto transversalmente com relação ao corpo de prova;
- 7) Estudar as superfícies de fraturas dos corpos de prova, após ensaios de tração, utilizando-se técnicas como microscopia eletrônica de varredura, para que se



estabeleça uma relação entre a energia laser adicionada aos materiais e as características da fratura;

- 8) Realizar ensaios padronizados de corrosão, relacionando os resultados com as variáveis do processo de tratamento térmico a laser;
- 9) Elaborar projetos de experimentos, para que se relacionem os parâmetros de tratamento térmico a laser com as microestruturas geradas.

## 6. REFERÊNCIAS

ABDALLA, A.J.; HASHIMOTO, T.M.; NETO, C.M.; PEREIRA, M.S.; SOUZA, N.S.; MENDES, F.A. Alterações das propriedades mecânicas em aços 4340 e 300M através de tratamentos térmicos isotérmicos e intercríticos. **59º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, São Paulo, 2004.

ABDALLA, A.J.; ANAZAWA, R.M.; MIYAKAWA, W.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S. Caracterização mecânica e microestrutural do aço 300 M submetido a diferentes tratamentos térmicos. **8º CONGRESO IBEROAMERICANO DE INGENIERIA MECANICA**. 2007.

ABDALLA, A.J.; LIMA, M.S.F; CARDOSO, A.S.M.; DRUMMOND, L.F.; FANTON, L.; BAPTISTA, C.A.R.P; MIYAKAWA, W.; SCHEID, V.H.B. Aços aeronáuticos: solda a laser, tratamentos térmicos e termoquímicos, caracterização mecânica e microestrutural. **Ativ P&D IEAv**, v.6, mar/2012-abr/2013.

ABNT, Associação Brasileira de Normas Técnicas. NBR 8404. Indicação do estado de superfícies em desenho técnico. Rio de Janeiro, 1984.

ANAZAWA, R. M. Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica. 2007, 193 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Câmpus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

ARCELORMITTAL. An unparalleled partner for automotive manufacturers. 2008. Disponível em <http://automotive.arcelormittal.com/saturnus/sheets/second.html>. Acesso em 04/02/2015.

ASADI, M.; FROMMEYER, G.; AGHAJANI, A.; TIMOKHINA, I.; PALKOWSKI, H. Local laser heat treatment in dual-phase steels. **Metallurgical and materials transactions A**, 1244-volume 43A, 2012).

ASTM E384 – 11e1. Standard test method for Knoop and Vickers hardness of materials. ASTM International, West Conshohoden, PA. 2011.

ASTM E3-11. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. ASTM International, West Conshohocken, PA. 2011;

ASTM E8/E8M-11. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM International, West Conshohocken, PA. 2011;

ASTM E975-13. Standard practice for X-ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation. ASTM International, West Conshohoden, PA. 2013;

BAUMANN, M.; KRAUSE, V.; BERGWEILER, G.; FLAISCHEROWITZ, M.; BANIK, J. Local heat treatment of high strength steels with zoom-optics and 10 kW-diode laser. **Proc. of SPIE Vol. 8239**. 2012.

BELFORTE, D. Happy new year – I think. Industrial Laser Solutions. Disponível em <http://www.industrial-lasers.com/articles/2015/01/happy-new-year-i-think.html>. Acesso em 19/02/2015.

BERRAHMOUNE, M.R.; BERVEILLER, S.; INAL, K.; MOULI, A.; PATOOR, E. Analysis of the martensitic transformation at various scales in TRIP steel. **Materials Science and Engineering A 378**. pp. 304-307. 2004.

BHADESHIA, H.K.D.H. A thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams, **Metal Science 16**. pp 159-165. 1982.

BHADESHIA, H.K.D.H. Bainite in Steels, Institute of Materials, London. 450 pp. 1992.

BOJINOVIC, M.; MOLE, N.; ŠTOK, B. A computer simulation of the effects of temperature change rate on austenite kinetics in laser hardening. **Surface & Coatings Technology**, 273. Pp 60-76. 2015.

BRAMFITT, B.L.; BENSCOTER, A.O. Metallographer's guide, practices and procedures for irons and steels. ASM International. Materials Park, 2002.

BRUCE, D.M. Dynamic tensile testing of sheet steels and influence of strain rate in strengthening mechanisms in sheet steels. Tese de doutorado. Colorado School of Mines. Golden, 2003.

CALLISTER, W.D. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. 8ª edição. Rio de Janeiro, LTC. 705p., 2013.

CHIANG, J.S. Effect of microstructure on retained austenite stability and tensile behaviour in an aluminum-alloyed TRIP steel. 137 pp. Dissertação de Mestrado - Department of Mechanical and Materials Engineering, Queen's University. Canadá, 2012.

CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos. Características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 6ª edição. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, 1990.

CHIAVERINI, V. Tratamentos térmicos das ligas metálicas. 1ª ed. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM. São Paulo, 2003.

COTTRELL, A.H.; BILBY, B. Dislocation theory of yielding and strain aging of iron. **Proc. Phys. Soc.**, 62A, 49. 1949.

DAVIM, J.P (editor). Lasers in manufacturing. London, UK. John Willey & Sons, Inc. 299p., 2012.

DE A.K.; SPEER, J.G.; MATLOCK, D.K. Colour tint-etching for multiphase steels. **Advanced materials and processing**. ASM International. pp. 27–30. 2003.

DIMATEO, A.; LOVICU, G.; DESANCTIS, M.; VALENTINI, R.; SOLINA, A. Microstructures and properties of transformation induced plasticity steels. 2<sup>nd</sup>

International Conference Heat treatment and surface engineering in automotive applications. Riva Del Garda, Itália. 2005.

DOWLING, N.E. Mechanical behavior of materials. Prentice-Hall. 773 pp. Englewood Cliffs, NJ. 1993.

EMIC. Equipamentos e sistemas de ensaio Ltda. Manual DL-10000. Equipamentos para ensaios mecânicos destrutivos. São José dos Pinhais, 2015.

ERIŞIR, E.; GÜMÜŞ, S.; BILIR, O.G. Microstructural characterization of medium carbon dual phase steels after intermediate quenching. 22<sup>th</sup> International conference on metallurgy and materials. Czech Republic, 2013.

FARABI, N. Mechanical properties of laser welded dual-phase steel joints. Dissertação de Mestrado – Islamic University of Technology. 97 pp. Bangladesh, 2007.

FARABI, N.; CHEN, D.L.; LI, J.; ZHOU, Y.; DONG, S.J. Microstructure and mechanical properties of laser welded DP600 steel joints. **Materials Science and Engineering A** **527**. pp. 1215-1222. 2010.

FRAUNHOFER ILT. Heat treatment using laser radiation. Disponível em [http://ilt.fraunhofer.de/en/publication-and-press/brochures/brochure\\_Heat\\_Treatment.html](http://ilt.fraunhofer.de/en/publication-and-press/brochures/brochure_Heat_Treatment.html). Acesso em 09/02/2015.

FURUSAKO, S.; MIYAZAKI, Y. Improvement of crashworthiness by application of high-strength steel. **Nippon steel technical report No 95**, p. 35-38. 2007.

GIRAULT, E.; JACQUES, P.; HARLET, P.; MOLS, K.; HUMBEECK, J.B.; AERNOUDT, E.; DELANNAY, F. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels. **Materials characterization** **40**. pp 111-118. 1998.

GÖĞÜŞ, M.T.; CABIROĞLU, A.; EKMEKYAPAR, T.; ÖZACÇA, M. Effect of specimen preparation methods for tension testing design of cold-formed steel members.

Proc. Of the second intl. Conf. on advances in civil, structural and environmental engineering. Institute of research engineers and doctors, EUA, 2014.

GORNI, A.A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. **Corte & Conformação de Metais**, 4:44, p. 26-57, 2008.

GRAJCAR, A.; RÓZANSKI, M.; KAMINSKA, M.; GRZEGORCZYK, B. Study on non-metallic inclusions in laser-welded TRIP-aided Nb microalloyed steel. **Archives of metallurgy and materials**, v. 59, issue 3, 2014.

GRANDVIEW Research. Growing demand from application áreas expected to drive the global laser processing market: GrandView Research, Inc. Disponível em <http://www.grandviewresearch.com/press-release/global-laser-processing-market>.

Acesso em 12/02/2015.

GUO, Y.; LI, Z.; YAO, C.; ZHANG, K.; LU, F.; FENG, K.; HUANG, J.; WANG, M.; WU, Y. Microstructure evolution of Fe-based nanostructured bainite coating by laser cladding. **Materials and design** 63. pp 100-108. 2014.

HANZAKI, A.Z., HODGSON, P.D., YUE, S. Retained Austenite Characteristics in Thermomechanically Processed Si-Mn Transformation-Induced Plasticity Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.28, p.2405-2414, 1997.

HECHT, J. Fiber lasers: the state of the art. Laser focus world volume 48. 2012. Disponível em <http://www.laserfocusworld.com/articles/print/volume-48/features/the-state-of-the-art.html>. Acesso em 23/02/2015.

ILS – Industrial laser solutions. Disc versus fiber. 2005. Disponível em <http://www.industrial-lasers.com/articles/print/volume-20/issue-1/features/disc-versus-fiber.html>. Acesso em 23/02/2015.

INDUSTRIAL HEATING. Lasers offer unique heat treating capabilities. 2001. Disponível em [http://www.industrialheating.com/articles/83671\\_-lasers-offer-unique-heat-treating-ca](http://www.industrialheating.com/articles/83671_-lasers-offer-unique-heat-treating-ca). Acesso em 09/03/2015.

ION, J.C. Laser processing of engineering materials. Oxford, UK. Elsevier Butterworth-Heinemann, 556p., 2005.

IPG PHOTONICS. High power fiber lasers for industrial applications, 2015. Disponível em [http://www.igpphotonics.com/Collateral/Documents/English-US/HP\\_Brochure.pdf](http://www.igpphotonics.com/Collateral/Documents/English-US/HP_Brochure.pdf). Acesso em 23/02/2015.

ISO 4287:1997. Geometrical Product Specifications (GPS) – Surface texture: Profile method – Terms, definitions and surface texture parameters. International Organization for Standardization, 1997.

KANTOVISCKI, A.R. Caracterização Mecânica e Microestrutural de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga TRIP 800, 2005, Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2005.

KASATKIN, O.G.; VINOKUR, B.B.; PILYUSHENKO, V.L. Calculation models for determining the critical points of steel. **Metal science and heat treatment** 26. pp. 27-31. 1984.

KEELER, S.; KIMCHI, M. (editores). Advanced high-strength steels application guidelines v.5.0. **WORLD AUTOSTEEL**. Middletown, OH, 2014.

KENNEDY, E.; BYRNE, G.; COLLINS, D.N. A review of the use of high power diode lasers in surface hardening. **Journal of Materials Processing Technology** 155–156. pp 1855-1860. 2004.

KHAN, A.S.; BAIG, M.; CHOI, S.H.; YANG, H.D.; SUN, X. Quasi-static and dynamic responses of advanced high strength steels: experiments and modeling. **International Journal of Plasticity** 30-31. pp 1-17, 2012.

KI, H.; SO, S. Process map for laser heat treatment of carbon steels. **Optics & Laser Technology** 44. pp. 2106–2114. 2012.

KONG F.; SANTHANAKRISHNAN S.; LIN D.; KOVACEVIC R. Modeling of temperature field and grain growth of a dual phase steel DP980 in direct diode laser heat treatment. **Journal of Materials Processing Technology** **209**. pp. 5996-6003. 2009.

KUZIAK, R.; WAENGLER, R.K. Advanced high strength steels for automotive industry. **Archives of civil and mechanical engineering** Vol. VIII No. 2. 2008.

LEPERA, F. S. Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steels. **Metallography**, vol. 12, pp. 263 – 268, 1979.

LEPERA, F. S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steels. **Journal of metals**, vol. 32, pp. 38 – 39, 1980.

LIA. Laser Institute of America. Handbook of laser materials processing, Magnolia Pub, New York, 2001.

LIMA, M.S.F; SIQUEIRA, R.H.M.; CAPELLA, A.; SIMONI, H.; CARDOSO, A.S.M.; ABDALLA, A.J.; CORREARD, G.C.; CARVALHO, S.M.; BAPTISTA, C.A.R.P; RIVA, R. Desenvolvimentos atuais da soldagem a laser no IEAv. **Ativ P&D IEAv**, v.6, mar/2012-abr/2013.

LÖFLER, K. The future of lasers in the automotive industry. **Photonics Spectra**, Janeiro/2006. Disponível em <http://photonics.com/Article.aspx?AID=23953>. Acesso em 20/02/2015.

LOIDL, M.; KOLK, O. Hydrogen embrittlement in HSSs limits use in lightweight body. **Advanced Materials & Processes**, 2011.

LONG, X.; KHANNA, S.K. Fatigue properties and failure characterization of spot welded high strength steel sheet. **International Journal of Fatigue**, v.29, p. 879-886, Ago 2007.



MAP. Materials Algorithms Project. 2015. Disponível em <http://www.msm.cam.ac.uk/map/mapmain.html>. Acesso em 05/08/2015.

MARKETS AND MARKETS. Laser processing market worth \$17.36 billion by 2020. Disponível em <http://www.marketsandmarkets.com/PressReleases/laser-processing.asp>. Acessado em 12/02/2015.

MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. Retained Austenite in 0,4C-Si-1,2Mn Steel Sheet Intercritically Heated and Austempered. **ISIJ International**, v.32, n.9, p.1014-1020, 1992.

MOEN, R. D.; NOLAN, T. W.; PROVOST, L. Quality Improvement Through Planned Experimentation. McGraw Hill, 1999.

MORGANS, S. Advanced high-strength steel technologies in the 2013 Ford Fusion. – **Great designs in steel seminar**. Steel market development institute, Pittsburg, PA, 2012.

MUR, J. Seminar, 1st Year, 2nd cycle fiber lasers. University of Ljubljana, Faculty of Mathematics and Physics, Ljubljana, 2011.

NETTO, W.Z. Aços DP e TRIP na indústria automobilística nacional [mensagem pessoal]. Mensagem recebida por marcelo.amorim@anac.gov.br em 19/03/2015.

NEUGEBAUER, R.; SCHEFFLER, S.; POPRAWE, R.; WEISHEIT, A. Local laser treatment of ultra high strength steels to improve formability. **Prod. Eng. Res. Devel.**, v 3, p. 347-351, 2009.

NIGRI, E. Estudo exploratório da soldagem por fricção e mistura mecânica de um aço TRIP 800. Rio de Janeiro, 2008. 105 p. Dissertação de Mestrado – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

OLIVEIRA, A. C. Soldagem de alumínio estrutural aeronáutico utilizando laser a fibra de alta potência. 151f. Tese (Doutorado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2011.

OLIVER, S.; JONES, T.B.; FOURLARIS, G. Dual phase versus TRIP steels: Microstructural changes as a consequence of quase-static and dynamic tensile testing. **Material Characterization** 58, p. 390-400, 2007.

OLIVER, S.; JONES, T.B.; FOURLARIS, G. Dual phase versus TRIP strip steels: comparison of dynamic properties for automotive crash performance. **Material Science and Technology** vol 23, no 4, pp. 423-431, 2007.

PARISH, C.M. Fundamental study of phase transformations in Si-Al TRIP steels. Dissertação de Mestrado. University of Pittsburgh. Pittsburgh, 2003.

PEREZ-MEDINA, G.Y.; LÓPEZ, H.F.; ZAMBRANO, P.; REYES-VALDÉS, F.A. Color metallography for microstructural characterization of welded regions in a TRIP 800 steel. 9th International conference, Trends in welding research. ASM International, 2012.

PRECISION Manufacturing. Cover Story: Heat Treating. 2013. Disponível em <http://pm.mn.com/2013/09/cover-story-heat-treating/>. Acesso em 09/02/2015.

QIU, F. Surface transformation hardening of carbon steel with high power fiber laser. Laappeenranta, 2012. 105 p. Tese de Doutorado – Laappeenranta University of Technology, Finlândia, 2012.

SCHAEFFLER, D.J. Introduction to advanced high-strength steels – Part I. **STAMPING Journal**. November, 2004.

SHOME, M.; TUMULURU, M (editores). Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS). Woodhead publishing, 2015.

SO, S.; KI, H. Effect of specimen thickness on heat treatability in laser transformation hardening. **International Journal of Heat and Mass Transfer** 61. pp. 266–276. 2013.

SPEER, J.G., MATLOCK, D. K. Constitutive Behavior of High Strength Multiphase Sheet Steels Under High Strain Rate Deformation Conditions. Final Report AISI/DOE Project 9904. Março, 2005.

SUGIOKA, K. MEUNIER, M. PIQUÉ, A (editores). Laser precision Microfabrication. Springer series in materials science. V. 135. Berlin. Springer-Verlag Berlin Heidelberg. 344p., 2010.

SUN, S.; BRANDT, M.; LIU, Q. JANARDHANA, M.; CLARK, G. Laser cladding of high strength steels for aerospace applications. **Laser additive manufacture workshop**, RMIT University, Melbourne, Australia, 2012.

SVELTO O. Principles of lasers. 4<sup>a</sup> Ed., Springer, New York, 2004.

TEWARY, N.K.; SYED, B.; GHOSH, S.K.; KUNDU, S.; SHARIFF, S.M.; PADMANABHAM, G. Microstructural evolution and mechanical behaviour of surface hardened low carbon hot rolled steel. **Materials Science and Engineering A**, vol 606. Pp 58-67. 2014

TIMOKHINA, I.; Hodgson, P.; Pereloma, E.V. Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels. **Metallurgical and materials transactions. A, Physical metallurgy and materials science**, vol. 35A, no. 8, pp. 2331-2341. 2004.

TSUKATANI, I.; HASHIMOTO, S.; INOUE, T. Effects of Silicon and Manganese Addition on Mechanical Properties of High-strength Hot-rolled Sheet Steel Containing Retained Austenite. **ISIJ International**, v.31, n.9, p.992-1000, 1991.

TWI. The Welding Institute. The early days of laser cutting. 2007. Disponível em <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/the-early-days-of-laser-cutting-august-2007/>. Acesso em 09/02/2015.

U.S.LASER Corp. Laser heat treating. 2011. Disponível em <http://www.uslasercorp.com/envoy/heattreating.html>. Acesso em 20/02/2015.

UTHAISANGSUK, V., PRAHL, U, BLECK, W. Micromechanical Modelling of damage behavior of multiphase steels. **Computacional Materials Science**, 2007.

UTHAISANGSUK, V., PRAHL, U, BLECK, W. Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels. **Engineering Fracture Mechanics** 78. pp 469-486. 2011.

WESTERBAAN, D.; PARKES, D.; NAYAK, S.S.; CHEN, D.L.; BIRO, E.; GOODWIN, F.; ZHOU, Y. Effects of concavity on tensile and fatigue properties in fibre laser welding of automotive steels. **Science and Technology of Welding and Joining** 19, no. 1, p. 68-68, 2014.

XIA, M.; BIRO, E.; TIAN, Z.; ZHOU, N. Effects of heat input and martensite on HAZ softening in laser welding of dual phase steels. **ISIJ International**, Vol 48 (2008), No. 6, pp. 809-814.

XIAO, L.; FAN, Z.; JINXIU, Z.; MINGXING, Z.; MOKUANG, K.; ZHENKI, G. Lattice-parameter variation with carbon content of martensite. X-ray diffraction experimental study. **Phys. Rev. B.** 52. Pp. 9970-9978. American Physical Society. 1995.

YAO, Y.L.; CHEN, H.; ZHANG, W. Time scale effects in laser material removal: a review. **Int J Adv Manuf Technol** 26. pp 598-608. 2005.

ZACKAY, V.F.; PARKER, E. R.; FAHR, D.; BUSCH, R.. The Enhancement of Ductility in High-Strength Steel. **Transactions of the ASM**, v.60, p. 252-259, Fev, 1967.