

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE ENGENHARIA DE
MATERIAIS



ENGENHARIA DE MATERIAIS

AFONSO CARDOSO MONTAGNINI

**UMA DISCUSSÃO SOBRE AÇOS DE PLASTICIDADE INDUZIDA POR
MACLAÇÃO MECÂNICA (TWIP) APLICADOS NA INDÚSTRIA
AUTOMOBILÍSTICA**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

LONDRINA

2018

AFONSO CARDOSO MONTAGNINI

**UMA DISCUSSÃO SOBRE AÇOS DE PLASTICIDADE INDUZIDA POR
MACLAÇÃO MECÂNICA (TWIP) APLICADOS NA INDÚSTRIA
AUTOMOBILÍSTICA**

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Fabiano Moreno Peres.

LONDRINA

2018



TERMO DE APROVAÇÃO

AFONSO CARDOSO MONTAGNINI

UMA DISCUSSÃO SOBRE AÇOS DE PLASTICIDADE INDUZIDA POR MACLAÇÃO MECÂNICA (TWIP) APLICADOS NA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA

Trabalho de conclusão de curso apresentado no dia 19 de novembro de 2018 como requisito para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Campus Londrina. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho aprovado.

Prof. Dr. Amadeu Lombardi Neto
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia Mecânica)

Prof. Dr. João Luiz do Vale
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia Mecânica)

Prof. Dr. Fabiano Moreno Peres
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)

Prof^a. Dr^a. Silvia Midori Higa
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)
Coordenadora do Curso de Engenharia de Materiais

“A Folha de Aprovação assinada encontra-se na Coordenação do Curso.”

RESUMO

MONTAGNINI, A. C. Uma Discussão sobre Aços de Plasticidade Induzida por Maclação Mecânica (TWIP) Aplicados na Indústria Automobilística. 2018. 82 folhas. Trabalho de conclusão de curso – Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Londrina, 2018.

Com a evolução da indústria automobilística atributos como segurança, sustentabilidade e desempenho foram direcionando a área para a busca de novos materiais com propriedades únicas. Dentre as muitas ligas ferrosas e não-ferrosas destaca-se o aço TWIP pela sua combinação de propriedades de alta plasticidade e alta resistência mecânica. Os aços TWIP são caracterizados pelo alto teor de manganês, além de conter em sua composição outros elementos de liga tais como carbono, alumínio e silício. O teor desses elementos de liga é controlado de forma que proporcionem ao aço TWIP valores específicos de energia de falha de empilhamento, coeficiente de Hollomon n , e estabilizem a fase austenítica. Todos esses parâmetros são controlados para que o mecanismo de maclação mecânica seja presente no aço, garantindo uma combinação de propriedades excepcional. O TWIP mostra uma ótima capacidade de endurecimento e estendida plasticidade, podendo atingir resistência máxima a tração verdadeira de 1930 MPa ou elongações de até 95%. Essa liga apresenta algumas implicações que dificultam sua processabilidade que podem ser remediadas com adições de elementos de liga ou cuidados extras no processo. Além disso o TWIP tem certa sensibilidade à taxa de deformação e temperatura, porém mesmo assim apresenta propriedades adequadas para aplicações de segurança contra colisões. O processo de fabricação demanda alto nível de controle e tem alto custo por conta do beneficiamento dos minérios de Mn. Apesar do grande potencial tecnológico do TWIP, ainda há pouca disponibilidade da liga no mercado interno e externo por conta de seu alto custo. Recomenda-se futuros trabalhos voltados a aplicações que justifiquem o alto preço do material e estudos de redução de custos de produção.

Palavras-chave: aço, indústria automobilística, TWIP, maclação mecânica.

ABSTRACT

MONTAGNINI, A. C. A Discussion of Twinning Induced Plasticity Steels (TWIP) Applied in Automobilist Industry. 2018, 82 pages. Couse assignment - Materials Engineering Department, Federal Technological University of Parana. Londrina, 2018.

With the automobilist industry evolution attributes such as safety, sustainability and performance has directed the area to a search for new materials with unique properties. Among the ferrous and non-ferrous alloys stands out the TWIP steel for its combination of high plasticity and mechanical strength. TWIP steels are characterized as high manganese content and contain in their composition other alloying elements such as carbon, copper, aluminum and silicon. The alloying elements content is controlled in a way that makes the TWIP steel reach specific values of stacking fault energy, Hollomon coefficient, and stabilize the austenitic phase. All these parameters are controlled to make mechanical twinning present in this steel, guaranteeing an exceptional properties combination. TWIP steels show a great hardening capacity and extended plasticity, and can reach 1930 MPa UTS, and 95% elongations. This alloy presents some implications that harden its processability but can be fixed with alloying elements or extra care on process. Furthermore, TWIP has temperature and strain rate sensitivity, however presents adequate properties to security against crash applications. TWIP fabrication demands high control level and has high costs due to the manganese ore processing. Although TWIP's great technological potential, there is low availability in domestic and international market due its high cost. It's recommended to future works to study alternative technological applications that justifies its commercial value, or ways to reduce fabrication costs.

Key-words: steel, automotive industry, TWIP, mechanical twinning.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Curvas de tensão-deformação de diferentes aços utilizados na indústria automobilística.	15
Figura 2 – Comparação da taxa de endurecimento entre os metais de alta resistência TWIP, TRIP e IF.	17
Figura 3 – Discordância em aresta.	19
Figura 4 – Discordância em hélice.	20
Figura 5 – Discordância mista.	21
Figura 6 – Esquema estrutural de contornos de grãos.	22
Figura 7 – Esquemática de contorno de macla.	23
Figura 8 – Sistema de escorregamento em estruturas CFC mostrado em (a) Célula unitária e (b) plano da página.	24
Figura 9 – Direção de escorregamento em um monocristal.	25
Figura 10 – Linhas de discordâncias em (a) monocristal e (b) policristal.	25
Figura 11 – Maclação em estruturas CFC.	26
Figura 12 – Relação da tensão de maclação com a EFE	28
Figura 13 – Endurecimento pela presença de maclas no grão.	29
Figura 14 – Efeito do teor de níquel em (a) resistência a tração, (b) limite de escoamento e (c) ductilidade de uma liga Cu-Ni.	31
Figura 15 – Esquema representativo dos estágios do mecanismo de Frank-Read para multiplicação de discordâncias.	32
Figura 16 – Efeito de %TF em um aço de baixo carbono.	33
Figura 17 – Curva tensão-deformação verdadeiras.	34
Figura 18 – Microestruturas de metais apresentando escorregamento de caráter (a) ondulado (<i>wavy</i>) e (b) plano.	36
Figura 19 – Empacotamento de estruturas (a) CFC e (b) HC.	37
Figura 20 – Dissociação de uma discordância perfeita.	39
Figura 21 – Região de falha de empilhamento em aço inox AISI 304.	40
Figura 22 – Subestruturas de discordâncias em metais de (a) alto EFE e (b) baixo EFE.	41
Figura 23 – Diagrama de fases Fe-C.	42
Figura 24 – Representação esquemática da produção do aço convencional.	44
Figura 25 – Dependência da EFE na relação de composição de Mn e C.	48

Figura 26 - Efeito PLC em aços TWIP.	49
Figura 27 - Efeito do Al no mecanismo de DSA.....	50
Figura 28 - Efeito do Alumínio em estampagem profunda em aços TWIP.	51
Figura 29 - Relação entre EFE e %Al em aços TWIP.....	52
Figura 30: Microestrutura do TWIP Fe-30Mn-3Al-3Si para $\epsilon = 0.10$ apresentando os grãos com maclas e os grãos que não maclaram com alta densidade de discordâncias.....	55
Figura 31: Microestrutura do aço de Vercammen após ativar a deformação não homogênea.	56
Figura 32 - Estágios de endurecimento no TWIP.....	57
Figura 33 - Comparação da taxa de endurecimento para aços da indústria automobilística....	59
Figura 34 - Curva tensão-deformação para diferentes %TF.....	60
Figura 35 - Otimização de propriedades no aço TWIP apresentados em testes de (a) compressão e (b) flexão.....	61
Figura 36 - Relação da probabilidade de maclação com a taxa de deformação.....	63
Figura 37 - Energia específica absorvida em aços automobilísticos.	64
Figura 38 - Comparativo de propriedades entre aços automobilísticos.	65
Figura 39 - Resultado de teste de estampabilidade de aços automobilísticos.	66
Figura 40 - Capacidade de expansão de furo para aços automobilísticos.	67
Figura 41 - Chassi de um automóvel.	72

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABS	Anti-lock Breaking System
AHSS	Advanced High Strength Steels
BIW	Body in White
CFC	Estrutura Cúbica de Face Centrada
DP	Dual Phase Steels
DSA	Dynamic Strain Aging
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
ELVD	End of Life Vehicle Directive
FSV	Future Steel Vehicle
HSLA	High Strength Low Alloy
HSS	High Strength Steels
HC	Estrutura de Hexagonal Compacta
IF	Interstitial Free Steels
NCAP	New Car Assessment Programme
NSB	New Steel Body
PLC	Portevin Le-Chatelier
TRIP	Transformation-induced Plasticity Steels
TWIP	Twinning-induced Plasticity Steels
UTS	Ultimate Tensile Strength

LISTA DE SÍMBOLOS

γ_{SF}	Energia de Falha de Empilhamento
a	Parâmetro de Rede
U	Energia de Discordância
b	Vetor de Burgers
d	Distância entre Discordâncias Parciais
G	Módulo de Cisalhamento
σ_T	Tensão de Maclação
n	Coefficiente de Hollomon
$\%TF$	Porcentagem de Trabalho a Frio
σ_v	Tensão Verdadeira
ε_v	Deformação Verdadeira

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
2	OBJETIVOS	14
2.1	Objetivos Gerais.....	14
2.2	Objetivos Específicos	14
3	JUSTIFICATIVA	15
4	REFERENCIAL TEÓRICO	17
4.1	Aço TWIP	17
4.2	Defeitos em metais policristalinos	18
4.2.1	Defeitos Lineares	19
4.2.2	Defeitos Interfaciais.....	21
4.3	Mecanismos de Deformação Plástica e Aumento de Resistência	23
4.3.1	Movimento de Discordâncias ou Escorregamento	23
4.3.2	Maclação Mecânica	26
4.3.3	Mecanismos de Aumento de Resistência	29
4.3.4	Coeficiente de Hollomon.....	33
4.3.5	Deslizamento Cruzado.....	35
4.4	Energia de Falha de Empilhamento.....	36
4.5	Composição Química	41
4.6	Fabricação do Aço	43
5	PROCEDIMENTO METODOLÓGICO DA PESQUISA	45
6	DADOS OBTIDOS E DISCUSSÃO	46
6.1	Composição Química de Aços TWIP	46
6.1.1	Elemento de Liga: Manganês	47
6.1.2	Elemento de Liga: Carbono	48
6.1.3	Elemento de Liga: Alumínio	50

6.1.4	Elemento de Liga: Silício	53
6.2	Microestrutura e Propriedades de Aços TWIP	54
6.2.1	Plasticidade	54
6.2.2	Taxa de endurecimento.....	57
6.2.3	Dependência sobre a taxa de deformação e temperatura.....	62
6.3	Processabilidade de Aços TWIP	64
6.3.1	Conformabilidade	65
6.3.2	Soldabilidade	67
6.4	Fabricação e disponibilidade de Aços TWIP no mercado	68
7	CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	73
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	75

1 INTRODUÇÃO

Em toda a história os avanços tecnológicos foram acompanhados com o desenvolvimento de novos materiais de forma inovadora. A indústria automobilística é um setor que sempre sofreu transformações que demandaram pesquisas e estudos de novos materiais para satisfazer especificações em relação a propriedades mantendo a qualidade dos veículos. Deste modo, o estudo na área de materiais metálicos inovadores foi ganhando espaço na indústria automobilística, e com o desenvolvimento de microscópios e a ciência dos Tratamentos Térmicos, se fez possível a variação em propriedades no aço e ligas metálicas.

Avançando alguns anos nessa história, constata-se que o peso médio dos automóveis na década de 1970 era de 765kg, e com os progressos da área automobilística, aumentou-se em 5% o peso de cada modelo novo lançado. Hoje um carro tem o dobro do peso, atribuído às tecnologias que garantem potência, durabilidade, conforto e segurança, tais como: sistema de ar condicionado, freios ABS, sistemas de controle de tração, *airbags*, motores híbridos, entre outros. Aproximadamente 99,9% das carrocerias brutas (*BIW – Body in White*) é composta por vários componentes de materiais distintos unidos por solda, e em casos particulares é composto inteiramente de alumínio ou de compósito que utiliza a fibra de carbono como reforço. O *BIW* representa uma porção de 20% em peso, enquanto as portas, chassis, peças de suspensão, e trem de transmissão representa 60%, e o resto é composto pelo motor e demais peças citadas anteriormente (PLA-FERNANDO *et al*, 2013).

Com o aumento gradual do peso dos automóveis, aumentou-se a emissão de gases, e impactos ambientais, sendo necessário a normatização ambiental para a indústria automotiva. Portanto esta aderiu as causas da sustentabilidade, sendo regrada pelas normas da NCAP Euro 5 de emissão máxima de gases, e ELVD que determina a reciclabilidade porcentagem do peso do automóvel a ser reutilizado ou recuperado (PLA-FERNANDO *et al*, 2013). A indústria automotiva chegou a um ponto conflitante onde deveria atender a demanda de conforto e segurança para o passageiro e ao mesmo tempo a sustentabilidade pela redução do peso do carro (ARAÚJO, 1999). O impasse criou a necessidade do desenvolvimento de materiais leves com melhor desempenho, iniciada com projetos semelhantes ao NSB (*New Steel Body*) da empresa ThyssenKrupp Sthal Auto.

Em 2000, Fromeyer e Grassel publicou o primeiro estudo logrando o desenvolvimento de aços com alto teor de manganês – 15 a 30%, e apenas em 2005 as empresas Archelor e

ThyssenKrupp Stahl Auto iniciaram o desenvolvimento de aços com adições de teores de manganês, também chamados de aços TWIP (PLA-FERNANDO *et al*, 2013). O interesse nesse aço se dá pelas suas propriedades que aliam baixa resistência de escoamento inicial, alta capacidade de endurecimento e mecanismos de plasticidade particulares. Essas propriedades permitem a redução da seção transversal das chapas utilizadas para a confecção dos componentes automotivos, proporcionando a decréscimo do peso do automóvel. Porém sob o ponto de vista tecnológico, nem tudo a respeito do TWIP está completamente definido. Isso pode implicar em maiores custos de produção desse material, o que dificulta sua disponibilidade no mercado, uma vez que em comparação com a produção de aços convencionais o TWIP deve requerer muito mais parâmetros de controle para atingir suas propriedades ótimas.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivos Gerais

Apresentar o aço TWIP, suas propriedades e aplicações e os principais aspectos que controlam as suas propriedades.

2.2 Objetivos Específicos

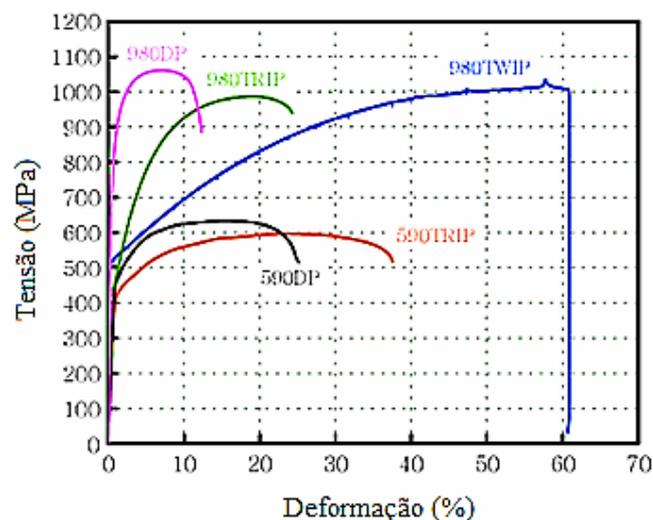
- Apresentar os mecanismos de aumento de resistência nos aços TWIP;
- Discutir os principais fatores que controlam as propriedades mecânicas dos aços TWIP;
- Descrever as propriedades dos aços TWIP em aplicações automotivas.

3 JUSTIFICATIVA

A indústria automotiva vem acompanhando a evolução das demais atividades econômicas mundiais, sendo conformada pelas necessidades e requisitos dos consumidores. Antigamente um veículo deveria ser constituído de um metal resistente, mas ao passar dos anos observou-se que isso poderia implicar em um risco a segurança do motorista e passageiros durante uma colisão. Portanto, fez-se necessária a utilização de metais resistentes que absorvessem o impacto de uma colisão. Além disso, a conscientização sobre o meio ambiente vem conquistando espaço na indústria automotiva motivando o menor consumo de combustível e decréscimo na emissão de gases poluentes através da aplicação de materiais leves na fabricação dos componentes e peças automotivas. Na atualidade existem diversas alternativas de materiais para aplicação na indústria automobilística– HSS (*High Strength Steels*), AHSS (*Advanced High Strength Steels*), além de outras alternativas de ligas não ferrosas, tais como as ligas de alumínio (PLA-FERNANDO *et al.*, 2013).

No grupo de AHSS existem aços com propriedades distintas – DP, TRIP e TWIP, como apresentado na **Figura 1**. Ainda analisando essa imagem, percebe-se que dentre os aços avançados apresentados, o que tem a melhor combinação das propriedades de plasticidade e resistência mecânica é o aço TWIP.

Figura 1 – Curvas de tensão-deformação de diferentes aços utilizados na indústria automobilística.



Fonte: Adaptado de NEU, 2013.

Além do desenvolvimento de novos materiais, técnicas de aprimoramento de propriedades mecânicas estão em constante estudo. Um exemplo muito atual é o tratamento térmico denominado como *flash bainite*, que consiste em um tratamento térmico rápido de aproximadamente 10 segundos e que aumenta significativamente a alongação e dureza do material (VIGILANTE, 2011). Porém para aplicações específicas a combinação de propriedades apresentada pelo TWIP, o atribuem maior relevância. Na carroceria de um automóvel, a região que envolve o motorista e passageiros demanda um material de grande absorção de impacto e tenacidade, como o TWIP.

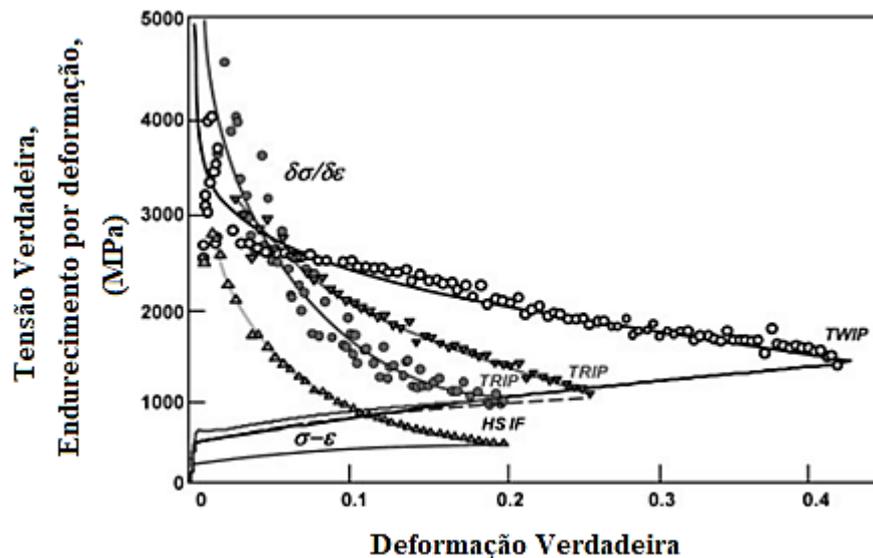
Segundo Tamarelli (2011) aços avançados de alta resistência da segunda geração – tais como o TWIP – são o futuro da indústria automobilística. Portanto o estudo desse aço é de grande importância, visando a produção de um material capaz de atender os requisitos do mercado já mencionados. Além disso, existem poucos estudos em português sobre o aço TWIP o que torna interessante, particularmente no âmbito do curso de engenharia de materiais, construir um texto acessível para as pessoas compreenderem e terem conhecimento do material, possibilitando estudos posteriores para aplicações alternativas, e até mesmo soluções para suas dificuldades tecnológicas.

4 REFERENCIAL TEÓRICO

4.1 Aço TWIP

O TWIP é um material que compõe o grupo de aços avançados de alta resistência (AHSS), que possuem resistência superior a 700 MPa (PLA-FERNANDO *et al*, 2013). Dentre tais aços, o TWIP se destaca pela interessante capacidade de ter suas propriedades mecânicas ajustadas através do endurecimento por deformação (COOMAN, 2012). Um dos mais importantes mecanismos que explicam a elevada capacidade de encruamento do aço TWIP observada na Figura 2, é o mecanismo de maclação mecânica que é ativado no aço ao se atingir elevados níveis de tensão. A maclação mecânica causa no aço TWIP um fenômeno chamado de efeito de Hall-Petch, que restringe o caminho para o escorregamento de discordâncias, endurecendo o metal (COOMAN, 2012; ZORZI, 2014). Porém, além de endurecer o aço, a deformação por maclação mecânica estende sua ductilidade (NEU, 2013).

Figura 2 – Comparação da taxa de endurecimento entre os metais de alta resistência TWIP, TRIP e IF.



Fonte: Adaptado de COOMAN, 2012.

Os aços TWIP podem ultrapassar valores de resistência a tração e alongação de 1000 MPa e 60%, respectivamente, dependendo da variação do teor de elementos de liga na

composição química do aço (GRASSEL, 2000). Em geral o aço TWIP tem alto teor de manganês (12 a 30%) para estabilizar em temperatura ambiente a fase austenítica, responsável por proporcionar a ativação do mecanismo de deformação por maclação quando o aço é submetido a elevados níveis de tensão (GRASSEL, 2000). Além do manganês, elementos tais como alumínio (< 3%), silício (< 3%) e carbono (< 1,5%) são adicionados para o ajuste da Energia de Falha de Empilhamento.

Segundo Grassel (2000), Cooman (2012), e Neu (2013) a Energia de Falha de Empilhamento é a chave para o controle das propriedades do aço TWIP, uma vez que ela influencia diretamente na ocorrência da maclação mecânica, devendo variar entre 20~50mJ/m² para evitar a transformação martensítica da austenita e para que ocorra a ativação da deformação por maclação. Segundo Neu (2013), o aço TWIP já está em estudo para a aplicação na indústria automobilística, porém ainda é necessário a compreensão do comportamento mecânico desse material, que é de grande importância para conhecer sua resposta ao processamento a que um componente automobilístico é submetido.

Nesse trabalho serão abordados os fundamentos que dão base ao entendimento das propriedades e comportamento mecânico do aço TWIP, tais como defeitos em metais policristalinos, mecanismos de deformação mecânica e de aumento de resistência, coeficiente de encruamento, energia de falha de empilhamento e influência da composição química de um metal. Em adição, será abordado o processo de fabricação de aços comuns para futuras comparações e análises.

4.2 Defeitos em metais policristalinos

Sabe-se que em um material policristalino a presença de defeitos na rede cristalina é inevitável, mesmo que seus teores sejam de magnitudes quase desprezíveis. As imperfeições desempenham importante papel em materiais e são determinantes em muitas de suas propriedades, por isso se faz necessário uma abordagem no tema de modo a ser base para desenvolvimento do trabalho.

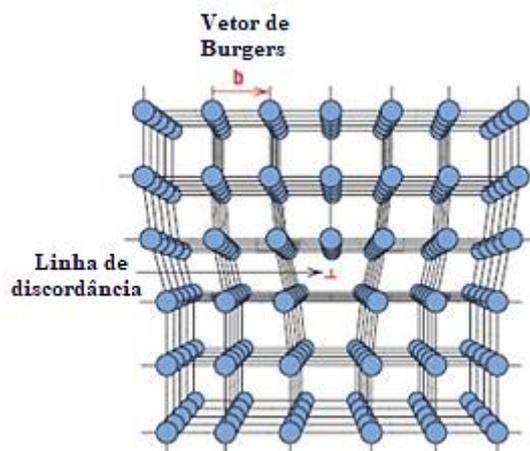
4.2.1 Defeitos Lineares

As discordâncias, também chamadas de defeitos lineares, são compreendidos como imperfeições unidimensionais que provocam distorções na rede cristalina do material (CALLISTER, 2012). Esses defeitos podem se manifestar de variadas formas: discordância em aresta, em espiral ou mista.

A discordância em aresta é um defeito encontrado na rede cristalina originada por tensões externas ou naturalmente como forma de menor energia livre. Esse defeito é resultante de semiplanos de átomos adicionais na rede cristalina regular, e é centralizado na linha de discordância localizada na extremidade do semiplano (ASKELAND, 2009). Como apresentado na **Figura 3**, a linha de discordância é paralela ao semiplano adicional, e é em torno dela que se concentram as distorções na rede cristalina, de modo que acima os átomos da rede estão comprimidos pela presença do semiplano adicional e abaixo da linha de discordância estão tracionados pelo afastamento causado pelo semiplano (CALLISTER, 2012).

Esse defeito provoca uma leve inclinação nos planos verticais de átomos da rede cristalina, sendo amenizada com aumento da distância em relação a linha de discordância. Na **Figura 3** a linha de discordância em aresta está representada pelo símbolo “ \perp ”, e o vetor de Burgers, que define a magnitude e direção da distorção provocada na rede pela presença da discordância, está representado por “ b ”.

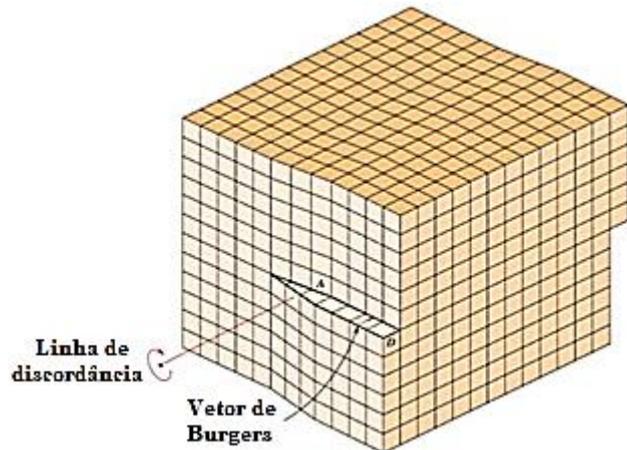
Figura 3 – Discordância em aresta.



Fonte: CALLISTER, 2012.

As discordâncias em hélice, ou em espiral, diferente da discordância em aresta, são defeitos lineares resultantes de tensões cisalhantes aplicadas ao material ocasionando distorções na rede cristalina como ilustradas na **Figura 4** (CALLISTER, 2012).

Figura 4 – Discordância em hélice.



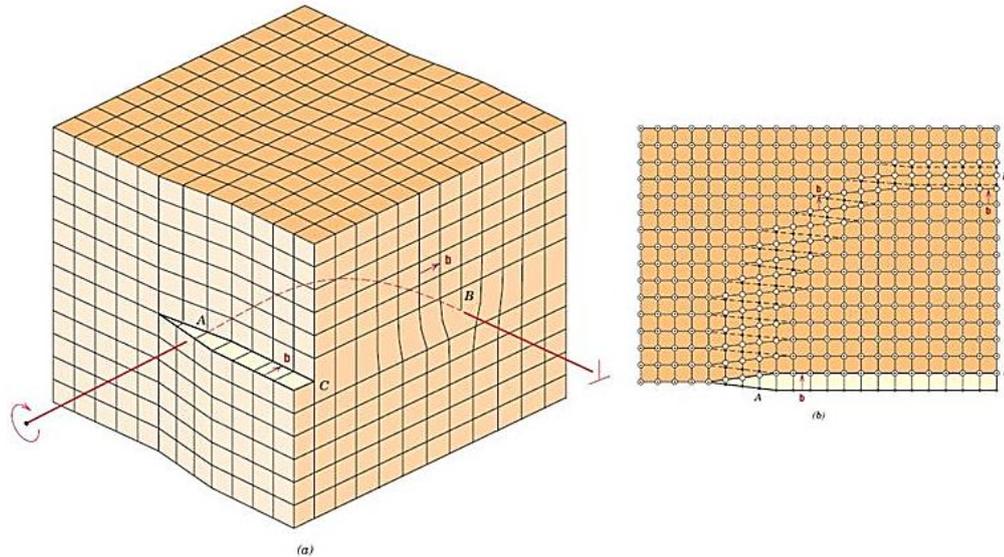
Fonte: CALLISTER, 2012.

Observando a ilustração nota-se que o vetor de Burgers é paralelo a linha de discordância, ao contrário do caso das discordâncias em aresta onde esses parâmetros tem uma relação de perpendicularidade. Essa imperfeição consiste no deslocamento da região anterior superior do cristal a uma distância atômica para em relação à região inferior (CALLISTER, 2012). A distorção atômica resultante é também linear e se localiza ao longo da linha de discordância representada pelo símbolo “C”, no caso da discordância em hélice. O nome desse tipo de discordância é dado devido ao formato da distorção provocada resultando em trajetória em espiral dos planos atômicos observada em torno da linha de distorção (ASKELAND, 2009).

Em um material cristalino, não são encontrados apenas defeitos lineares em aresta ou somente em espiral, geralmente as discordâncias são presentes de maneira mista ou combinada, exibindo componentes de ambos os tipos de discordâncias. A **Figura 5** apresenta esse caso, onde estão presentes as distorções decorrentes de tensões cisalhantes e da presença de um semiplano adicional de átomos na rede cristalina. Em discordâncias mistas o vetor de Burgers será sempre constante, ou seja, será o mesmo tanto para as discordâncias em aresta quanto para as espirais (CALLISTER, 2012). Em materiais metálicos, esse parâmetro estará sempre

coincidente à direção cristalográfica compacta, possuindo magnitude equivalente ao espaçamento interatômico, e variando conforme sua estrutura cristalina.

Figura 5 – Discordância mista.



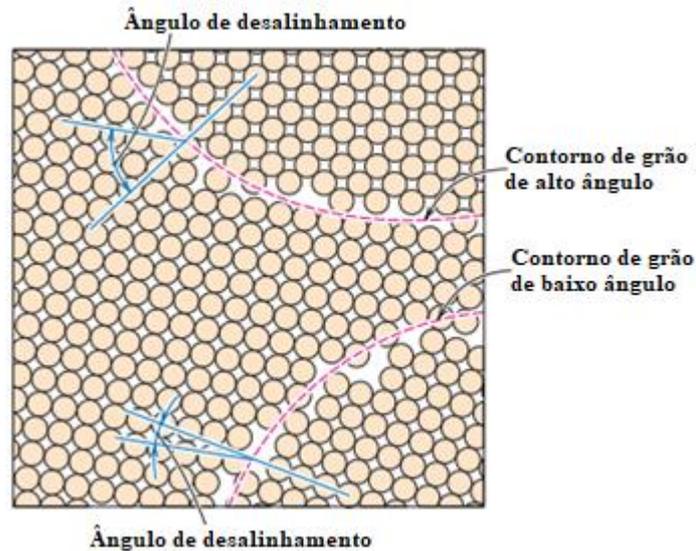
Fonte: CALLISTER, 2012.

4.2.2 Defeitos Interfaciais

São considerados defeitos interfaciais os defeitos na rede cristalina que tem duas dimensões, e separam regiões do material com estruturas cristalinas, ou orientações cristalográficas distintas (CALLISTER, 2012). Esses defeitos desempenham grande importância em relação ao endurecimento de metais, atuando como barreiras que restringem o movimento de discordâncias.

O contorno de grão é uma imperfeição interfacial que separa dois cristais com diferentes orientações cristalográficas de um material policristalino (CALLISTER, 2012). A região que define o contorno de grão pode variar suas dimensões, e são compostas por um arranjo deficiente de organização, como demonstrado esquematicamente na **Figura 6**.

Figura 6 – Esquema estrutural de contornos de grãos.



Fonte: CALLISTER, 2012.

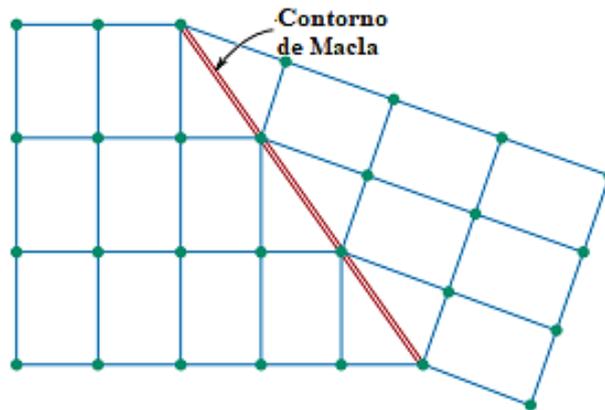
Nessa desorganização estão presentes átomos com menor número de ligações que o necessário para estabilização, gerando um alto grau de energia interfacial na região do contorno de grão. A magnitude dessa energia é dependente do ângulo de desalinhamento (*angle of misalignment*) provocado pelo contorno de grão, que pode ser de alto, ou baixo ângulo como observado na **Figura 6**. Quanto maior o ângulo do desalinhamento causado pelo contorno de grão, maior será sua energia interfacial (CALLISTER, 2012).

A energia interfacial interfere diretamente no movimento de discordâncias, de modo que para que uma discordância ultrapasse o contorno de grão ela deve vencer essa energia, mudando sua direção de escorregamento para continuar a se movimentar no cristal vizinho (MEYERS, 2009). Isso impacta diretamente na resistência mecânica do metal, ao passo que ao se dificultar o movimento da discordância, dificulta-se sua deformação plástica. Porém, deve haver controle desse parâmetro, pois o seu excesso pode fragilizar o metal, reduzindo drasticamente sua ductilidade. O contorno de grão é também provido de maior reatividade devido carência de ligações nos átomos interfaciais dos grãos. Portanto é na região do contorno de grão que átomos de impureza tendem a se segregar, e é ali que o crescimento de novos grãos se origina (CALLISTER, 2012).

Outro tipo de defeito interfacial semelhante ao contorno de grão é o contorno de macla, que consiste no plano que separa o grão espelhado de uma macla e o grão original, como apresentado esquematicamente na **Figura 7**. Esse defeito pode também interferir no

escorregamento de discordâncias, elevando a resistência do material em que está inserido. A energia proveniente de contornos de macla é muito inferior à energia dos outros defeitos interfaciais (ASKELAND, 2009), mas ainda assim é importante uma vez que é muito presente em aços TWIP.

Figura 7 – Esquemática de contorno de macla.



Fonte: CALLISTER, 2012.

A maclação é um dos pontos chave da plasticidade característica dos aços TWIP (COOMAN, 2012), fazendo parte até mesmo do seu nome. Outro defeito interfacial de ocorrência frequente em metais que também é de grande relevância para aços TWIP é a falha de empilhamento (CALLISTER, 2012). Esses tópicos serão abordados nas seções posteriores do trabalho.

4.3 Mecanismos de Deformação Plástica e Aumento de Resistência

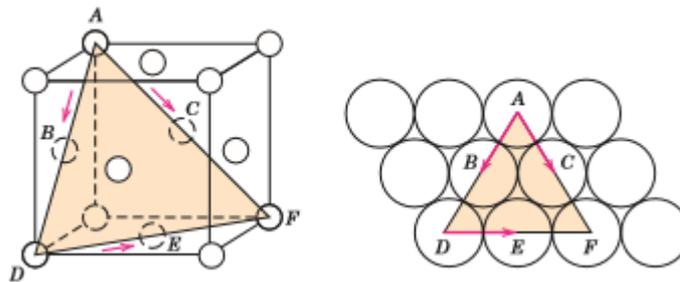
4.3.1 Movimento de Discordâncias ou Escorregamento

O escorregamento é o mecanismo de deformação plástica mais atuante em materiais metálicos e ligas, representando grande importância para os mesmos (ASKELAND, 2009). Por isso quando se usa o termo “deformação plástica” em metais implica-se que é uma consequência do deslocamento de discordâncias na rede cristalina no material. Em aços TWIP, o mecanismo de escorregamento é predominante, porém a deformação plástica por maclação mecânica tem

maior importância, por conferir propriedades únicas ao metal ao se atingir níveis altos de tensão. A maclação será abordada no tópico seguinte.

A movimentação de discordâncias não apresenta a mesma facilidade em todos os planos e direções cristalográficas. Há sempre um ou mais planos de escorregamento preferenciais e neles, direções de escorregamento em que ocorre o movimento de discordâncias. Esse conjunto é chamado de sistema de escorregamento e depende da estrutura cristalina, uma vez que o plano de escorregamento representa o plano de maior densidade planar de átomos da estrutura e as direções de escorregamento consistem na direção desse plano em que há maior empacotamento atômico (CALLISTER, 2012). Em estruturas CFC da fase austenítica presente nos aços TWIP os sistemas de escorregamento são compostos pela família de planos $\{111\}$ e direções (110) , como ilustrado na **Figura 8**.

Figura 8 – Sistema de escorregamento em estruturas CFC mostrado em (a) Célula unitária e (b) plano da página.

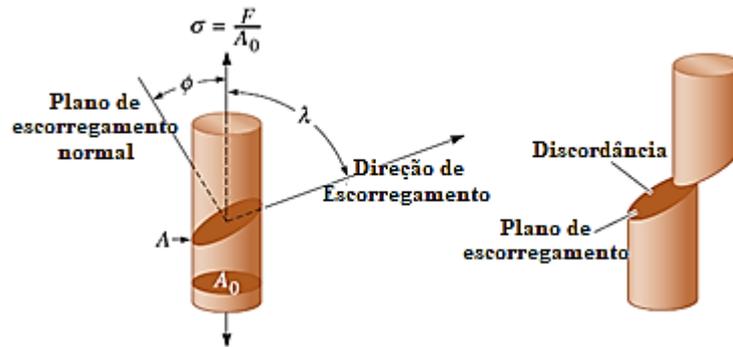


Fonte: CALLISTER, 2012.

Segundo a Lei de Schmid, o escorregamento em um monocristal se inicia no sistema de escorregamento orientado da maneira mais favorável quando a tensão cisalhante rebatida atinge valores críticos (ASKELAND, 2009). A tensão cisalhante rebatida crítica (τ_{CRC}) envolve as componentes da tensão aplicada nas direções normal ao plano de escorregamento (φ) e direção de escorregamento aplicada (λ), como apresentado na **Figura 9**. Esse parâmetro pode ser expresso pela equação abaixo:

$$\tau_{CRC} = \sigma (\cos\varphi \cos\lambda)_{MÁX}$$

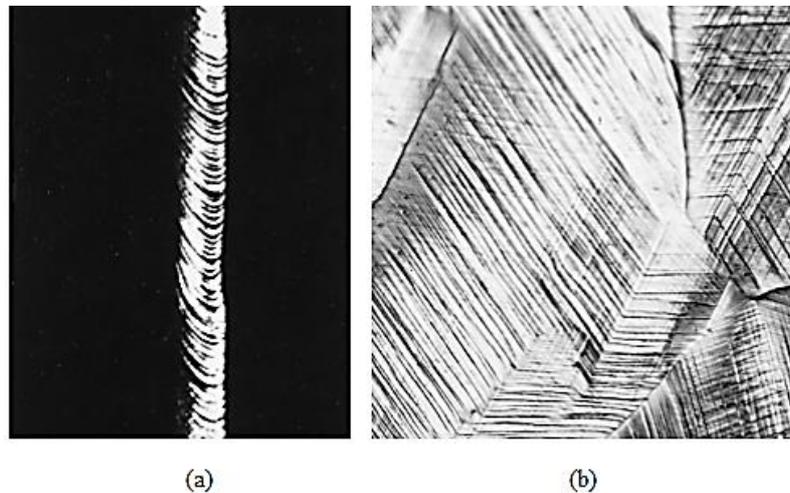
Figura 9 – Direção de escorregamento em um monocristal.



Fonte: Adaptado de ASKELAND, 2009

Utilizando uma amostra de monocristal de zinco (**Figura 10a**), observa-se que o deslizamento das discordâncias nos planos de escorregamentos mais favoráveis em várias posições ao longo do comprimento da amostra resulta em uma deformação característica com aparência de degraus paralelos na superfície. Com o polimento, esses degraus ficam com aparência de linhas que são denominadas de linhas de escorregamento (CALLISTER, 2012).

Figura 10 – Linhas de discordâncias em (a) monocristal e (b) policristal.



Fonte: Adaptado de CALLISTER, 2012.

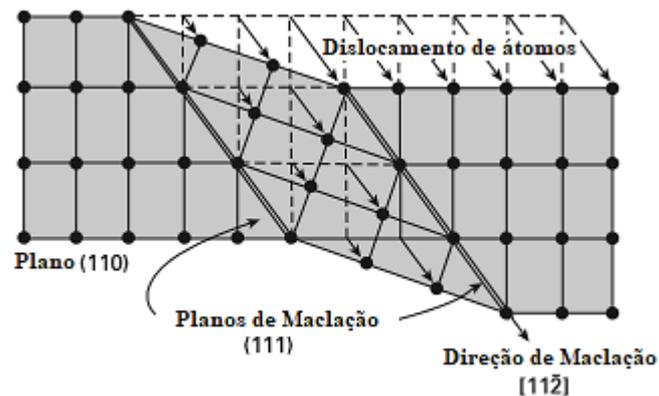
Em metais policristalinos, o escorregamento é mais complexo devido à variação de orientações cristalográficas de grão em grão. Nesses metais também se evidencia a formação de linhas de escoamento, como observado na **Figura 10b**, porém a direção dessas linhas é

variada de um grão para o outro. Geralmente a deformação plástica em metais policristalinos consiste na distorção dos grãos individuais (CALLISTER, 2012). Ou seja, com o movimento de discordâncias durante a aplicação de tensão os grãos tomam outras formas, porém isso ocorre de forma restrita devido a existência de grãos vizinhos e pela integridade mantida dos contornos de grão.

4.3.2 Maclação Mecânica

O processo de maclação é um dos mecanismos de deformação plástica mais importantes para o aço TWIP, sendo um mecanismo que compete com o escorregamento de discordâncias. Na deformação por maclação ocorre o deslocamento dos átomos da microestrutura de modo a formarem bandas cristalinas dentro do grão com orientação espelhada como apresentado na **Figura 11**. Em metais de estrutura cristalina CFC, o plano e direção de maclação são (111) e $[11\bar{2}]$, respectivamente (MEYERS, 2009).

Figura 11 – Maclação em estruturas CFC.



Fonte: Adaptado de MEYERS, 2009.

A deformação por maclação é originada por tensões cisalhantes aplicadas ao metal a taxas elevadas de carregamento a condições de temperatura ambiente, e ocorrem quando o escorregamento é restringido por falta de sistemas favoráveis de deslocamento na rede (CALLISTER, 2012). Meyers (2009) reforça que o cobre e metais CFC podem ter o mecanismo de maclação ativado durante altas taxas de deformação ou quando submetidos a tensões em

temperaturas muito baixas. A tensão requerida para a maclação é geralmente muito maior que a necessária para escorregamento, e menos sensível a temperatura.

A deformação por maclação se distingue muito de deformações pelo mecanismo de escorregamento. Ao se observar a região do cristal onde se localiza a macla a mesma tem a aparência de uma imagem espelhada do arranjo do grão original não escorregado. Além disso, a maclação consiste numa deformação uniforme por cisalhamento tendo uma direção de maclação sempre polar, ao passo que o escorregamento consiste no deslocamento de um bloco inteiro do cristal tendo direções de escorregamento positivas ou negativas (MEYERS, 2009).

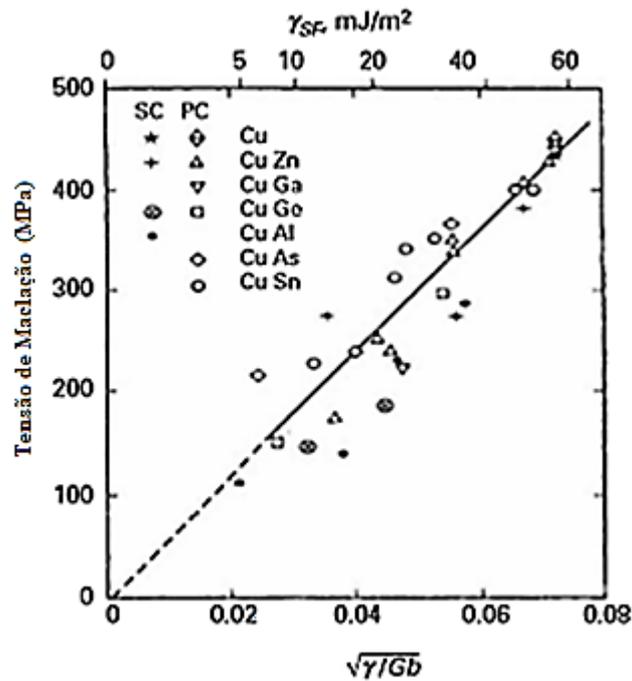
A reorientação cristalográfica promovida pela maclação proporciona novos sistemas de escorregamento em orientações favoráveis ao mecanismo de escorregamento (CALLISTER, 2012). Ou seja, quando o metal tem o mecanismo de escorregamento restringido e atinge um nível de tensão suficiente, ocorre a ativação do mecanismo de maclação que possibilita novos sistemas cristalográficos favoráveis para a retomada do movimento de discordâncias na rede cristalina. De forma macroscópica, esse conjunto de fenômenos proporciona ao metal uma plasticidade muito elevada, sendo essa a razão principal para o seu estudo e aplicação no aço TWIP. Porém, como será apresentado posteriormente, a maclação mecânica na maioria dos casos representa impedimentos intragranulares para o movimento de discordâncias.

Segundo Meyers (2009), metais de estrutura CFC tem a deformação por maclação altamente sensível ao valor da energia de falha de empilhamento (EFE). Ao se aumentar a EFE, a tensão necessária para ativar o mecanismo de maclação mecânica é elevada. Essa relação pode ser observada na equação abaixo, onde σ_T é a tensão de maclação, γ_{SF} é a energia de falha de empilhamento, G é o módulo de cisalhamento, b é o vetor de Burgers, e K é uma constante.

$$\sigma_T = K \left(\frac{\gamma_{SF}}{G \cdot b} \right)^{\frac{1}{2}}$$

A **Figura 12** reforça a relação entre a EFE e a tensão requerida para a maclação mecânica ocorrer, partindo de dados experimentais de ligas de cobre com diversos valores de EFE. Pelo gráfico pode-se observar claramente a relação da redução do valor da EFE com a maior propensão da ativação da maclação.

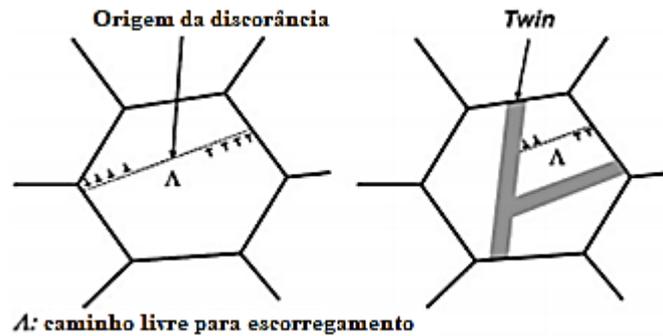
Figura 12 – Relação da tensão de maclação com a EFE



Fonte: Adaptado de MEYERS, 2009.

Como já dito antes, a maclação promove a criação de regiões de novas direções cristalográficas dentro do grão. Como observado na **Figura 13**, a presença de maclas dentro do cristal do metal gera barreiras intragranulares que o separa em pequenas regiões hábeis para o escorregamento, promovendo o encruamento do material (MEYERS, 2009). Segundo Cooman (2012), esse fenômeno é chamado de “Efeito Hall-Petch Dinâmico”. A presença desse fenômeno é evidenciada pelo aumento da taxa de endurecimento do aço TWIP em comparação com outros aços. Essa taxa é medida experimentalmente pelo coeficiente de encruamento n , e será abordada posteriormente nesse trabalho.

Figura 13 – Endurecimento pela presença de maclas no grão.



Fonte: Adaptado de COOMAN, 2012.

4.3.3 Mecanismos de Aumento de Resistência

A elevação em propriedades mecânicas de um metal é algo muito almejado em todo projeto de engenharia metalúrgica e de materiais tendo em vista a melhoria no desempenho do mesmo durante sua aplicação. Um exemplo é a resistência mecânica, que deve ser controlada para não afetar outras propriedades negativamente. Portanto, um estudo dos métodos de aumento de resistência mecânica é necessário para proporcionar a combinação ótima de propriedades ao metal.

O tamanho dos grãos de um metal policristalino afetam diretamente em suas propriedades, o que torna a manipulação desse parâmetro um método interessante de aumento de propriedades mecânicas. Esse parâmetro está intimamente ligado com a ação do contorno de grão como barreira no movimento das discordâncias na rede cristalina. Segundo Callister (2012) o contorno de grão é uma região de desordem atômica que resulta numa descontinuidade no escorregamento da discordância dificultando a passagem da mesma de um cristal para o outro. Além disso cristais separados por um contorno de grão tem orientações cristalográficas distintas e ao passar de um grão para o outro a discordância tem que mudar a direção de escorregamento, o que demanda uma determinada energia para ocorrer.

Dependendo do ângulo de desalinhamento provocado pelo contorno de grão, a energia demandada para a passagem da discordância pelo contorno de grão é aumentada. Em alguns casos, a energia fornecida ao metal não é suficiente para a discordância passar de um cristal para o outro, se acumulando na região do contorno de grão. Essas discordâncias resultam numa

concentração de tensão no seu plano de escorregamento gerando discordâncias em grãos adjacentes (CALLISTER, 2012).

Quanto menor o tamanho de grão, maior área total de contornos de grão de um metal, ou seja, maior o volume de barreiras para o movimento de discordâncias. Sendo assim o metal terá maior dureza e resistência mecânica, pois maior será a tensão necessária para promover o movimento das discordâncias na rede cristalina desse metal (CALLISTER, 2012). Essa relação pode ser medida em alguns casos pela Equação de *Hall-Petch*, onde d é o diâmetro médio de grão, σ_0 e k_l são constantes intrínsecas de cada material.

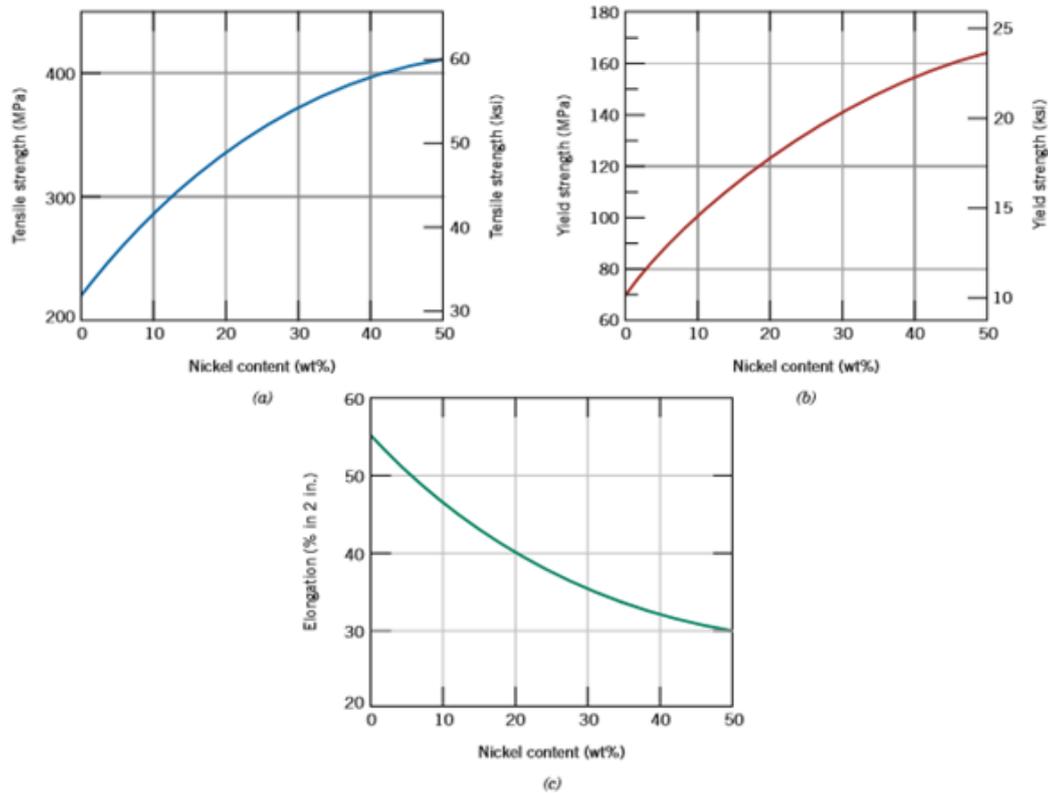
$$\sigma_0 = k_l \cdot d^{-\frac{1}{2}}$$

O tamanho de grão pode ser controlado pela taxa de solidificação a partir da fase líquida, e por tratamentos térmicos.

É possível também aumentar-se a resistência de um metal por solução sólida. Esse método consiste em adicionar elementos de liga de modo a se posicionarem de forma substitucional ou intersticial na rede cristalina do metal de base (CALLISTER, 2012). A Figura 14 demonstra o efeito do teor de níquel nas propriedades mecânicas da liga Cu-Ni.

Os elementos de liga desempenham a função de impurezas na rede cristalina, e pelo fato de seus átomos terem tamanho diferente dos átomos do metal base, resultam numa distorção na rede (CALLISTER, 2012). O campo de deformação gerado interage com as discordâncias restringindo o seu movimento, afetando macroscopicamente as propriedades do metal. Como visto no método anterior, ao se dificultar o movimento de discordâncias, aumenta-se a resistência mecânica do metal, sendo esse o efeito da adição de elementos de liga no metal base. Em diversos estudos sobre o aço TWIP o teor de elementos de liga é muito explorado tendo como uma das finalidades se atingir uma combinação ótima de resistência e plasticidade (COOMAN, 2012).

Figura 14 – Efeito do teor de níquel em (a) resistência a tração, (b) limite de escoamento e (c) ductilidade de uma liga Cu-Ni.



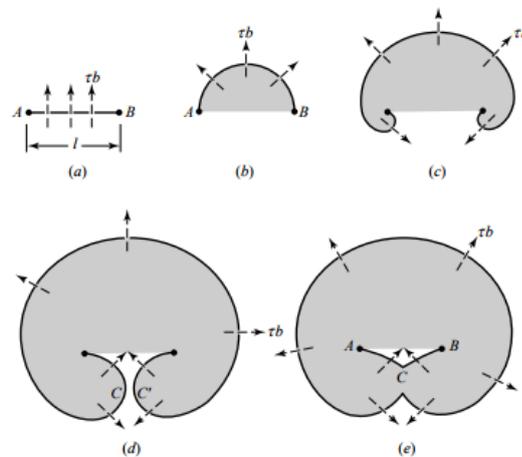
Fonte: CALLISTER, 2012.

Outro mecanismo de aumento de resistência é o encruamento, também chamado de trabalho a frio ou endurecimento por deformação, que é aplicado em metais dúcteis. Esse processo se inicia quando o metal atinge o seu limite de escoamento, elevando sua resistência durante a deformação plástica através do aumento do número de discordâncias na microestrutura do metal (ASKELAND, 2012; CALLISTER, 2009).

Um fenômeno que ocorre durante o processo de endurecimento por deformação é o aumento da densidade de discordância, em função da ativação de fontes de multiplicação de discordâncias, como o mecanismo de Frenk-Read, ilustrado na **Figura 15**. Ao se deformar o metal dúctil promove-se o movimento de discordâncias até que encontrem obstáculos que imobilize suas extremidades (ASKELAND, 2009). Mantendo-se a tensão sobre o metal, a discordância irá movimentar, porém suas extremidades ficarão imóveis, resultando no dobramento da discordância até que se forme um *loop*. Quando a discordância completa o *loop* tocando-se há a produção de uma nova discordância dentro do cristal. A discordância original ainda imobilizada pelos obstáculos da rede cristalina poderá criar mais discordâncias se mantida

a aplicação de tensão no metal. Antes de ser encruado, um metal possui uma densidade de 10^6 cm^{-1} de linhas de discordância por centímetro cúbico do metal. Após o processo ele pode chegar a magnitudes de 10^{12} cm^{-1} (ASKELAND, 2009). Pelo alto volume de discordâncias na microestrutura do metal, ocorre uma interferência nos seus movimentos, resultando em uma resistência do metal em ser deformado plasticamente, ou seja, sua resistência a tração aumenta.

Figura 15 – Esquema representativo dos estágios do mecanismo de Frank-Read para multiplicação de discordâncias.



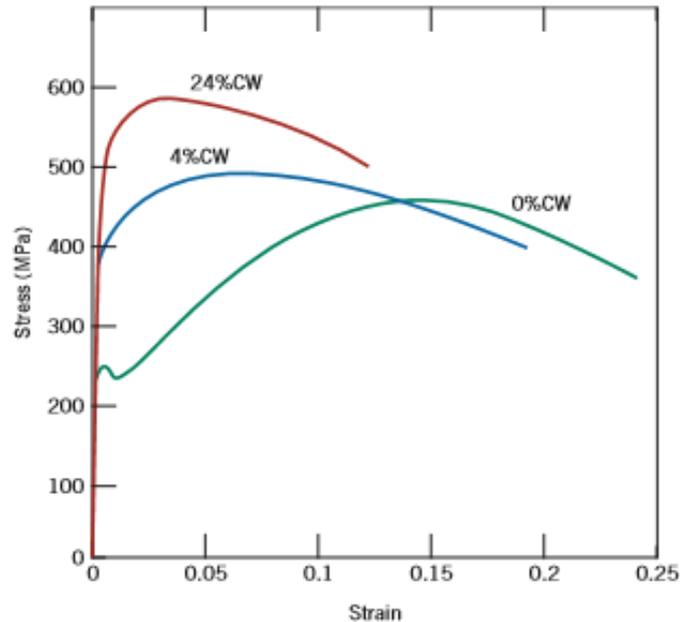
Fonte: HERTZBERG, 2013.

O grau de encruamento do metal deformado pode ser medido através da porcentagem de trabalho à frio (%TF) conforme a equação abaixo, onde A_0 é a área transversal inicial do metal, e A_d sua área após a deformação.

$$\%TF = \left(\frac{A_0 - A_d}{A_0} \right) \times 100$$

A Figura 16 apresenta o impacto da porcentagem de trabalho a frio em uma curva de tensão-deformação de uma liga de aço de baixo teor de Carbono. Segundo Cooman (2012), o teor ideal de carbono em aços TWIP varia em torno de 0,6%, portanto o efeito gerado nesse aço pode se assemelhar com o impacto observado na Figura 16.

Figura 16 – Efeito de %TF em um aço de baixo carbono.



Fonte: CALLISTER, 2012.

O endurecimento por deformação é diferente para cada metal, uma vez que este processo envolve diversos mecanismos de aumento de resistência e recuperação dinâmica. O endurecimento por deformação do metal pode ser representado pelo coeficiente de endurecimento (ou de encruamento), que será tratado no próximo tópico.

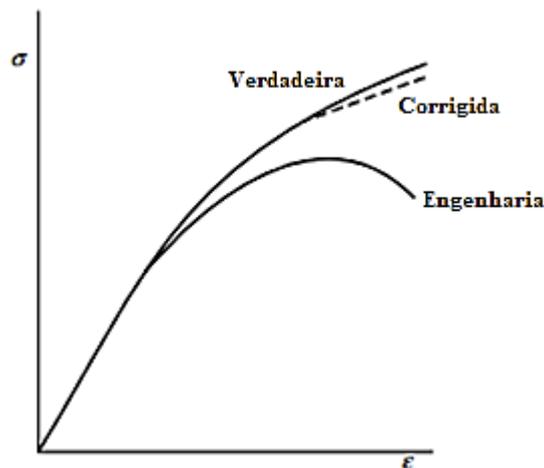
4.3.4 Coeficiente de Hollomon

Em uma curva de tensão-deformação verdadeira, observa-se que após a porção linear que representa a deformação elástica, há uma porção levemente parabólica que representa a deformação plástica homogênea decorrente do movimento de discordâncias (**Figura 17**) onde ocorre o encruamento já discutido anteriormente. Essa porção é descrita empiricamente pela Equação de Hollomon, que relaciona a deformação plástica e tensão verdadeiras (ε_v e σ_v) pelo coeficiente n de endurecimento:

$$\sigma_v = K \cdot \varepsilon_v^n$$

Na equação, o K é uma constante que representa um coeficiente de resistência. Analisando a equação conclui-se que n aumenta com o acréscimo da resistência do material e com o decréscimo da mobilidade de discordâncias na rede cristalina (HERTZBERG, 2013).

Figura 17 – Curva tensão-deformação verdadeiras.



Fonte: Adaptado de HERTZBERG, 2013.

O valor do coeficiente de Hollomon n reflete na habilidade do material resistir uma deformação plástica, portanto se o n é nulo a deformação apresentada é elástica, portanto a constante K pode ser substituída pelo módulo de Elasticidade do material. O coeficiente de encruamento está intimamente ligado à mobilidade das discordâncias, à maclação mecânica, e com o mecanismo de deslizamento cruzado, sendo possível relacioná-lo com a energia de falha de empilhamento. Quando a energia de falha de empilhamento é baixa o mecanismo de deslizamento cruzado (*ou cross-slip*) é restringido implicando que as barreiras para o movimento de discordâncias são mantidas até altos níveis de tensão (HERTZBERG, 2013). Se o movimento de discordância é dificultado, e há a restrição a mecanismos de recuperação dinâmica, a tendência do material em endurecer é maior. Portanto quanto menor a EFE, maior será o coeficiente n de endurecimento. Essa relação pode ser observada na tabela 1.

Tabela 1 – Relação do n com o caráter de escorregamento e EFE.

Metal	EFE (mJ.m⁻²)	Coefficiente de Hollomon n	Caráter do escorregamento
Aço Inox	<10	~0,45	Plano
Cobre	~90	~0,3	Plano/Ondulado
Alumínio	~250	~0,15	Ondulado

Fonte: HERTZBERG, 2013.

O caráter do movimento de discordâncias consiste na presença do mecanismo de deslizamento cruzado ou sua ausência durante a deformação plástica a altos níveis de tensão. Portanto o aumento do coeficiente de endurecimento n é acompanhado pela redução da energia de falha de empilhamento e a mudança de deslizamento para caráter plano, ou seja, sem ativação do mecanismo de deslizamento cruzado.

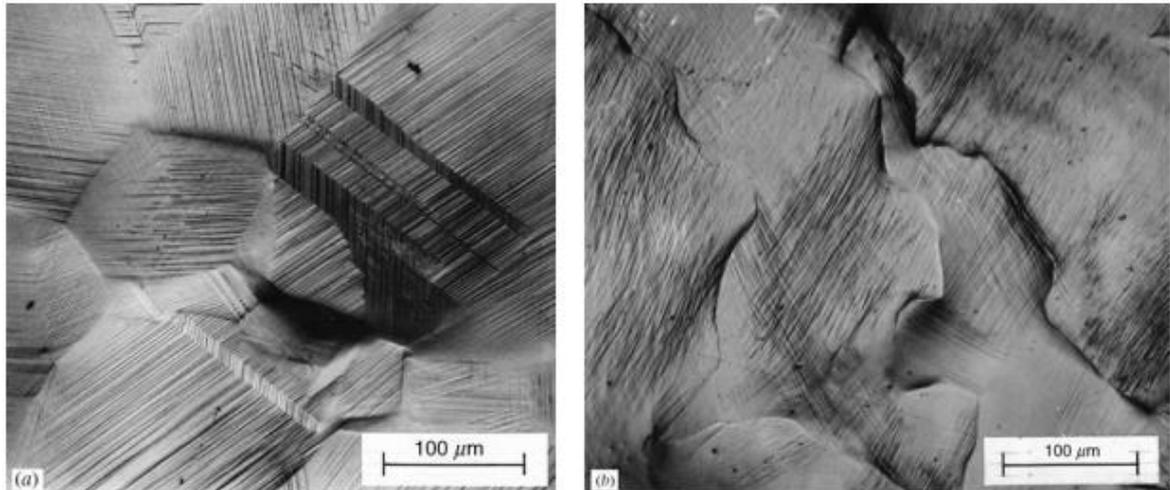
4.3.5 Deslizamento Cruzado

Durante o escorregamento uma discordância pode encontrar uma barreira que a impeça de continuar seu deslocamento na rede cristalina, seja outra discordância, átomo de impureza, entre outros. Mantendo-se a aplicação de tensão no material, ativa-se o mecanismo de deslizamento cruzado para que a discordância adquira novamente a mobilidade na rede cristalina desse material. O deslizamento cruzado (*cross-slip*) consiste simplesmente na mudança do plano de escorregamento para o segundo mais favorecido, para que a discordância consiga passar por uma barreira encontrada na rede (HERTZBERG, 2013). Após passar por esse impedimento o escorregamento assume novamente o plano original mais favorecido por questões energéticas. Esse fenômeno pode ser evidenciado pelas linhas de discordância do metal policristalino da **Figura 18a**. Em metais policristalinos que apresentam o *cross-slip* observa-se um padrão ondulado (*wavy*) de linhas de deformação, enquanto que em metais sem esse padrão tem caráter planar (**Figura 18b**).

Como discutido antes, nem todos os materiais apresentam esse mecanismo de recuperação dinâmica, uma vez que para metais CFC com alto nível de dissociação de

discordâncias (baixo EFE), por exemplo, têm o deslizamento cruzado restringido (MEYERS, 2009).

Figura 18 – Microestruturas de metais apresentando escorregamento de caráter (a) ondulado (*wavy*) e (b) plano.



Fonte: HERTZBERG, 2013.

4.4 Energia de Falha de Empilhamento

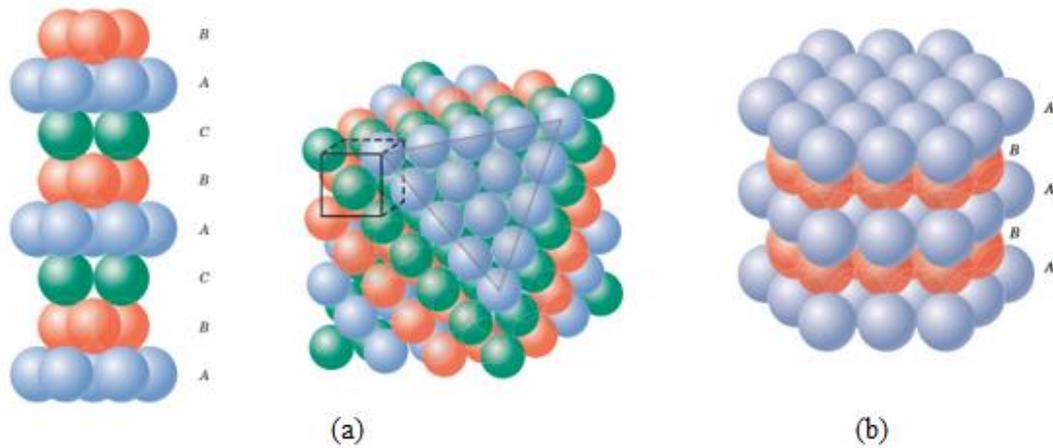
Na estrutura cúbica de face centrada, as discordâncias normalmente encontram-se, por razões energéticas, dissociadas em discordâncias parciais de Schokley, separadas por uma região de falha de empilhamento. Estas discordâncias tendem a se separar, em função da interação entre os respectivos campos elásticos, entretanto, associada à região de falha de empilhamento há uma energia de falha de empilhamento (EFE – um tipo de energia de superfície) que mantém as discordâncias parciais ligadas, separadas por uma distância de equilíbrio. Quanto menor esta distância, maior a EFE. Esse parâmetro afeta fortemente o comportamento mecânico do material, como será visto a seguir.

A energia de falha de empilhamento (EFE) associada a esta região mantém as discordâncias parciais unidas

Ao analisar o movimento de uma discordância, observa-se que ao passar pela rede cristalina ela recompõe a estrutura original do cristal. Esse fenômeno será abordado com ênfase em estruturas CFC, organização das fases austeníticas em aços TWIP.

Como discutido anteriormente, em estruturas cúbicas de face centrada os planos de maior empacotamento são os (111) como observado na Figura 19a e são nomeados de A , B e C em função de como estão empacotados (CALLISTER, 2012).

Figura 19 – Empacotamento de estruturas (a) CFC e (b) HC.



Fonte: CALLISTER, 2012.

O movimento de discordâncias do plano A para o B que recompõe a estrutura original é definido pelo vetor de Burgers b_1 de direção $[10\bar{1}]$:

$$b_1 = \frac{a}{2} [10\bar{1}]$$

Esse vetor pode ser decomposto em dois deslocamentos b_2 e b_3 definidos por:

$$b_2 = \frac{a}{6} [11\bar{2}]$$

$$b_3 = \frac{a}{6} [2\bar{1}\bar{1}]$$

Esses vetores são considerados parciais, uma vez que alteram a sequência de empilhamento ABC, mas agindo em conjunto eles tem o mesmo efeito que a discordância de vetor b_1 , retomando o empilhamento original após a passagem dos dois vetores b_2 e b_3 .

$$b_1 = b_2 + b_3$$

$$b_1 = \frac{a}{6}(i + j - 2k) + \frac{a}{6}(2i - j - k)$$

$$b_1 = \frac{a}{6}(3i - 3k) = \frac{a}{2}(i - k) = \frac{a}{2}[10\bar{1}]$$

Segundo Meyers (2009), a energia de uma discordância é dada pela equação:

$$U = \frac{G \cdot b^2}{2}$$

Aplicando essa equação à reação de decomposição do vetor b_1 , nota-se que:

$$\frac{G \cdot b_1^2}{2} \Rightarrow \frac{G \cdot b_2^2}{2} + \frac{G \cdot b_3^2}{2}$$

$$b_1^2 \Rightarrow b_2^2 + b_3^2$$

Sendo a intensidade dos vetores b_1 , b_2 e b_3 equivalentes a $\frac{a}{\sqrt{2}}$, $\frac{a}{\sqrt{6}}$ e $\frac{a}{\sqrt{6}}$ respectivamente, obtém-se:

$$\left(\frac{a}{\sqrt{2}}\right)^2 \Rightarrow \left(\frac{a}{\sqrt{6}}\right)^2 + \left(\frac{a}{\sqrt{6}}\right)^2$$

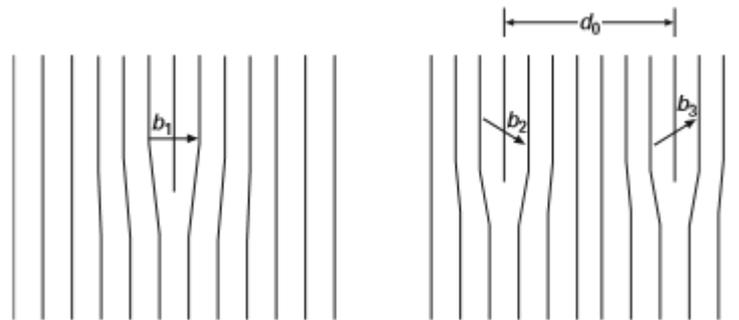
$$\frac{a^2}{2} > \frac{a^2}{6} + \frac{a^2}{6}$$

$$U_1 = U_2 + U_3$$

Portanto conclui-se que a dissociação da discordância de vetor b_1 em duas parciais definidas pelos vetores b_2 e b_3 , resulta em um decréscimo de energia comprovando o favorecimento do movimento de discordâncias de modo dissociado (MEYERS, 2009).

Ao se dissociar uma discordância perfeita cria uma região de empilhamento falho entre as suas parciais, como observado na Figura 20. Em estruturas CFC a região de falha de empilhamento tem a disposição de átomos semelhante ao empilhamento de estruturas HC (hexagonal compacta - Figura 19b), que tem energia livre de Gibbs muito maior que estruturas CFC devido sua instabilidade termodinâmica para o material (WULFF, 1965). Chama-se então esse defeito resultante das discordâncias parciais de falha de empilhamento, sendo a energia associada a essa região determinada pela distância d_0 entre as discordâncias parciais (MEYERS, 2009).

Figura 20 – Dissociação de uma discordância perfeita.



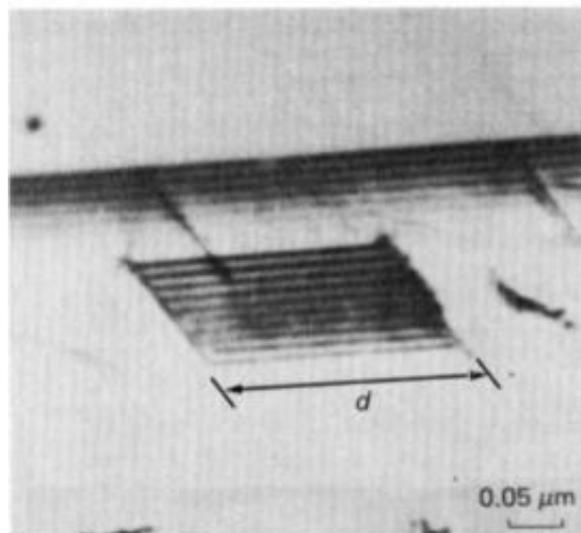
Fonte: MEYERS, 2009.

A energia de falha de empilhamento (γ_{SF}) é originada pela força repulsiva entre as discordâncias parciais balanceada pela atração entre as mesmas que tenta reduzir ao máximo a região de falha de empilhamento (MEYERS, 2009), e pode ser definida de forma simplificada pela equação:

$$\gamma_{SF} = \frac{G \cdot b^2}{2\pi \cdot d}$$

Conclui-se então que a EFE é inversamente proporcional à distância entre as discordâncias parciais, portanto para se diminuir essa energia deve-se aumentar o valor de d . Segundo Meyers (2009) uma das formas de fazê-lo é através da adição de determinados elementos de liga no metal. Ligas de alumínio tem menor EFE que o alumínio puro, e o mesmo se observa no caso do cobre em comparação com o latão. A Figura 21 mostra a falha de empilhamento de um aço inoxidável AISI 304 apresentando a aparência de estrias, onde os traços pretos são identificados como a região de falha de empilhamento delimitada por duas discordâncias parciais separadas por uma distância d .

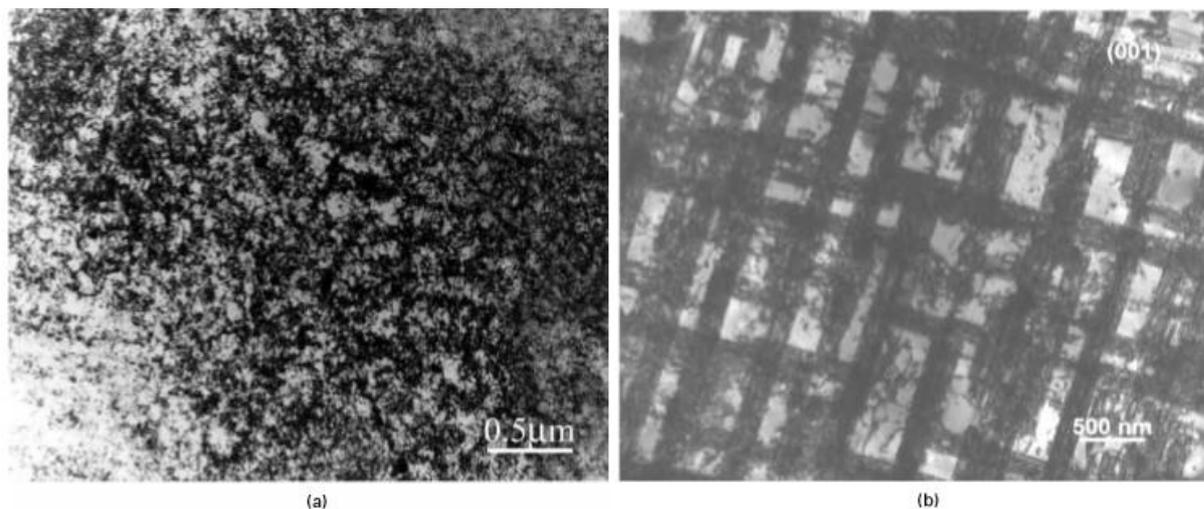
Figura 21 – Região de falha de empilhamento em aço inox AISI 304.



Fonte: MEYERS, 2009.

A energia de falha de empilhamento influencia também a subestrutura de deformação ao passo que em metais de baixo EFE, há uma tendência da subestrutura exibida ter características de matrizes lineares ligadas entre si, e em metais de alto EFE as discordâncias tem a tendência de apresentar o arranjo de emaranhados ou células. A Figura 22 representa o caso dos casos abordados usando o Cobre puro (a), e uma liga de Cobre e Alumínio (b).

Figura 22 – Subestruturas de discordâncias em metais de (a) alto EFE e (b) baixo EFE.



Fonte: MEYERS, 2009.

Como já discutido, o mecanismo de *cross-slip* é também afetado pela magnitude da EFE de um metal – é dificultado em metais de EFE baixa, e facilitado quando elevada (HERTZBERG, 2013). A explicação disso se dá pela intensidade da contração das discordâncias parciais necessária para conseguir trocar o plano de deslizamento, que em metais de baixo EFE é muito maior pelo fato das discordâncias terem um espaçamento maior entre si (MEYERS, 2009).

Segundo Cooman (2012), a energia de falha de empilhamento é a chave para o controle das propriedades mecânicas em aços TWIP, de forma que o metal atinja a combinação de elevada resistência mecânica e alta conformabilidade. O mecanismo de deformação de maior interesse tecnológico nos aços TWIP é a maclação mecânica, e essa é também dependente da EFE, como explicado anteriormente. Estudos constatam que a EFE ideal para a maclação em aços TWIP varia entre 20 e 50 mJ.m⁻². Esses dados serão abordados no desenvolvimento trabalho.

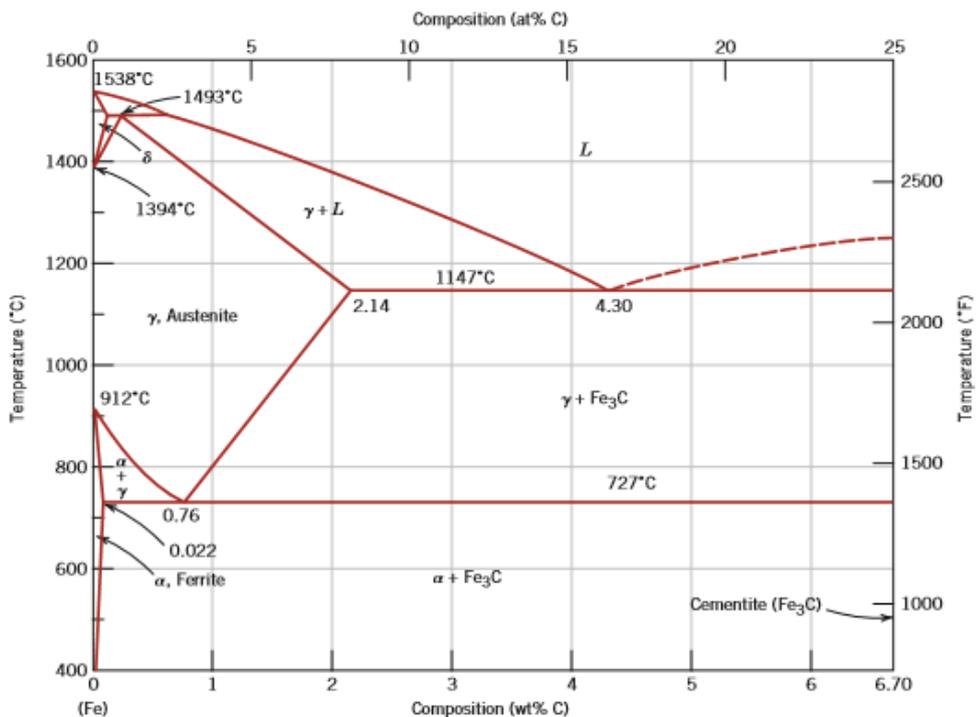
4.5 Composição Química

A composição química desempenha importante papel em uma liga metálica sendo determinante em diversas propriedades mecânicas, elétricas e térmicas. Nesse trabalho o enfoque do impacto da composição química será nas propriedades mecânicas. Como já discutido, a presença de elementos de liga em um metal pode representar um mecanismo de

endurecimento por solução sólida (CALLISTER, 2012). Porém, a composição de uma liga é muito mais complexa – os elementos de liga podem ter efeitos característicos para cada metal e dependendo de seu teor, um elemento de liga que gerava ganho de propriedades á liga, pode passar a ser prejudicial. Um exemplo disso é o teor de carbono em ligas ferrosas – sua presença garante resistência ao aço, porém o seu excesso o fragiliza (CALLISTER, 2012). Outro efeito atrelado à composição química de ligas metálicas é a formação de fases microestruturais, que podem ser estudados a partir de diagramas de fases (**Figura 23**).

Há uma altíssima complexidade atrelada à composição química do aço TWIP, uma vez que o seu teor pode influenciar na energia de falha de empilhamento e alterar todas as propriedades dependentes da EFE, que fazem do TWIP um aço de alto interesse industrial. Deve-se então ter um alto nível de controle no que se trata de teor de elementos de liga, para não se perder a presença do mecanismo de maclação mecânica, mantendo também a microestrutura do material exclusivamente austenítica.

Figura 23 – Diagrama de fases Fe-C.



Fonte: CALLISTER, 2012.

Segundo Cooman (2012), a composição química do TWIP deve envolver os seguintes elementos de liga: Cu, Al, Si e principalmente o Mn. O teor de cada elemento e sua função no aço TWIP serão discutidos no desenvolvimento do trabalho.

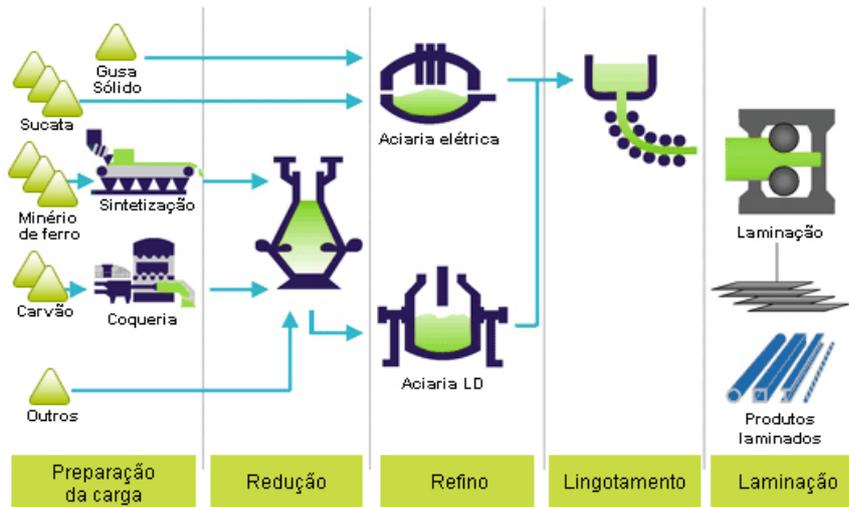
4.6 Fabricação do Aço

A produção do aço convencional é composta pelos estágios principais: redução do minério e refino do aço, onde há o controle de composição química, e lingotamento e laminação, processos de manipulação microestrutural do aço. A obtenção do ferro gusa ocorre em reatores denominados alto-fornos e consiste na redução do minério de ferro – Hematita ou Magnetita – com o auxílio de cargas como o coque ou carvão mineral, e o calcário. Essas matérias primas são submetidas a um fluxo de gases quentes provocando a fusão e reação de redução do minério. Os produtos gerados por essa etapa são a escória e o ferro-gusa fundidos (MOURÃO, 2007). O ferro-gusa é metal ferroso com altos teores de carbono e elementos de liga indesejados, sendo necessário um processo de refino do material.

Portanto após sua obtenção, o ferro-gusa líquido é vazado em carros torpedo e então encaminhado para o processo de refino para o acerto de composição química, onde serão retirados os elementos de liga indesejáveis e adicionados os que darão ao aço algum ganho em propriedades. O refino primário ocorre em reatores chamados de conversores, onde o ferro-gusa é dessulfurizado, desfosforado e dessilicado (MOURÃO, 2007). O refino secundário ocorre em reatores chamados fornos-panels, onde ocorre a adição de elementos de liga e mais uma vez a retirada de elementos residuais indesejados, como S, P, Si e O.

Após acertado a composição química, o metal é encaminhado para o processo de lingotamento, que pode ser contínuo ou não. No convencional o vazamento do aço é intermitente, vazando o metal líquido em moldes com o formato de tarugos onde o metal será solidificado, desmoldado e encaminhado para a próxima etapa do processo de produção do aço. No lingotamento contínuo o metal é resfriado e moldado de forma constante, e conforme o aço sai da lingoteira com o formato do tarugo ele já é cortado e encaminhado para o processo de laminação (MOURÃO, 2007). A laminação consiste na conformação dos lingotes produzidos em chapas metálicas que são encaminhadas para as diversas indústrias para processamento e transformação em produtos acabados. O processo pode ser resumido pelo esquema apresentado na **Figura 24**.

Figura 24 – Representação esquemática da produção do aço convencional.



Fonte: Aço Brasil, disponível em <<http://www.acobrasil.org.br/site2015/processo.html>> acesso em 27/10.

A produção do aço TWIP é um processo complexo devido aos diversos parâmetros que devem ser controlados para se atingir a combinação de propriedades únicas desse metal. Cooman (2012) e Pla-Fernando (2013), estimam que o aço TWIP pode ser produzido pelo processo DSC (*Direct Strip Casting*) ou lingotamento contínuo, adicionando algumas etapas e tendo muita cautela em todo o processo. Alguns dos processos de fabricação já estudados e testados em escala piloto e industrial, serão abordados no decorrer do trabalho.

5 PROCEDIMENTO METODOLÓGICO DA PESQUISA

Pela reduzida disponibilidade do aço TWIP no mercado, originalmente há uma dificuldade na obtenção de amostras. Portanto, para desenvolver o trabalho visando fazer um levantamento dos principais aspectos do aço TWIP, utilizar-se-á o recurso metodológico da pesquisa bibliográfica exploratória com trabalhos já publicados na literatura e artigos científicos disponibilizados no meio eletrônico ou em revistas da área inovadora automobilística. O trabalho abordará e discutirá, com base em estudos já realizados, os aspectos de composição química do aço TWIP, sua microestrutura, técnicas de caracterização aplicadas no metal, propriedades mecânicas encontradas e sua fabricação, sendo estes os aspectos considerados de maior relevância tecnológica.

A cerca da composição química, serão abordados os principais constituintes do aço TWIP, com a discussão do efeito de cada elemento de liga conforme os estudos experimentais já realizados e disponibilizados. A microestrutura será estudada de forma a serem exibidas as micrografias já realizadas dos aços TWIP obtidos em trabalhos publicados, relacionando-as com as propriedades obtidas. Serão abordadas as técnicas de caracterização utilizadas para obtenção das propriedades do aço, correlacionando-as com possíveis processamentos que o mesmo seria submetido na confecção de componentes de automóveis.

Ao consultar a literatura, observa-se que os aços TWIP durante sua história passou por variações em sua composição e outros parâmetros como microestrutura, obtendo propriedades alternadas. Durante o procedimento metodológico do presente trabalho, serão abordadas as propriedades principais do aço TWIP e algumas de suas variações já estudadas em trabalhos anteriores. Pouco se sabe sobre a fabricação desse material, e há reduzida disponibilidade do mesmo no mercado. Estima-se que há alguma dificuldade em sua produção e atribui-se ao alto nível de controle de seus parâmetros para assegurar a combinação de propriedades já mencionada. Ao longo do desenvolvimento do trabalho, esse aspecto será investigado em estudos anteriores, e serão expostas algumas técnicas de fabricação já desenvolvidas.

Originalmente o trabalho será baseado em estudos feitos por Grassel (2000), Chen (2007), Cooman (2011; 2012), Neu (2013) e Zorzi (2014), porém durante a pesquisa outros autores e cientistas serão consultados e estudados.

6 DADOS OBTIDOS E DISCUSSÃO

6.1 Composição Química de Aços TWIP

O aço TWIP é uma classe de aços de grande variação em composição química e propriedades, portanto não se tem disponível na literatura uma composição ótima, que garante a melhor combinação das propriedades de alongação e resistência. Sendo assim, dependendo da aplicação do TWIP na indústria automobilística ou em outra área tecnológica, varia-se a composição visando adequar melhor suas propriedades. A Tabela 2 exibe algumas ligas de aço TWIP encontradas na literatura.

Tabela 2 - Aços TWIP encontrados na literatura.

% Mn	% Al	% Si	% C	EFE (mJ.m ⁻²)	<i>n</i>	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	$\epsilon_{\text{máx}}$
18	-	1,5	0,6	14	-	1200	0,60
18	1,5	-	0,6	-	-	891	0,69
18	1,5	-	0,6	-	-	1350	0,50
22	-	-	0,6	-	0,41	1100	0,50
25	3	3	-	-	-	650	0,90
25	1,6	0,24	0,08	21	-	540	0,61
28	1,6	0,28	0,08	27	-	495	0,64
30	3	3	-	40	0.41	650	0,60

Fonte: GRASSEL, 2000; VERCAMMEN, 2003; JEONG, 2013; SO *et al*, 2009; CURTZE, 2010; GUTIERREZ, 2011; SHEN *et al*, 2016.

Nota-se diferentes propriedades em dois aços de semelhantes composição química, isso pode ser atribuído a outros fatores além da composição, como tamanho de grão ou pré-deformação que pode ter sido submetido no material. A seguir serão expostos o efeito dos principais elementos de liga de aços TWIP encontrados na literatura: manganês, carbono, alumínio e silício. Outros elementos de liga podem ser encontrados em TWIP como o nióbio, molibdênio, cromo (CURTZE, 2010) e até titânio (ZORZI, 2014), mas não serão abordados no presente trabalho por não serem frequentemente apresentados em estudos da literatura.

6.1.1 Elemento de Liga: Manganês

O manganês é o principal elemento de liga do TWIP, por isso muitas vezes esses aços são apelidados de aços de alto manganês. Grassel *et al* (1997) observaram que aços TWIP devem ter composições de pelo menos 25% de Mn para ter a matriz totalmente austenítica confirmando a ação de tal elemento de liga de estabilizar a fase austenítica em temperatura ambiente. Cooman (2018) porém infere que normalmente os aços TWIP variam seu teor de Mn de 15 a 30%. Quando analisado separadamente, o manganês tem influência não linear na EFE. Em teores de 10 a 16% o Mn tem efeito de reduzir a EFE, e de 16 a 33% tende a aumentar sua magnitude (COOMAN, 2018).

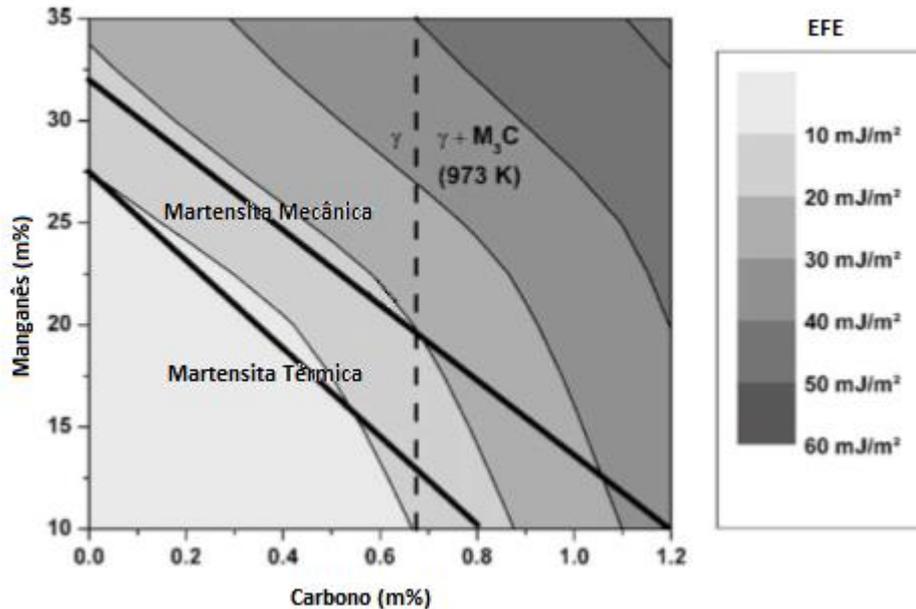
Em adição, o manganês tem impacto no magnetismo do TWIP com tendência de suprimir o ferromagnetismo do aço. Outro efeito que tem grande relevância para o aço TWIP é o aumento na absorção de energia em impacto uma vez que a liga pode ser aplicada em componentes de segurança no BIW. O manganês também reduz a temperatura de transição de fratura dúctil-frágil tornando o TWIP um material dúctil em até temperaturas de -200°C (FROMMEYER, 2003).

Na literatura é frequentemente encontrado uma relação do manganês com o carbono na influência em aços TWIP. Tewary *et al* (2014) citam uma influência do manganês na precipitação da cementita. Cooman (2018) relata que essa relação se dá pelo aumento de solubilidade do carbono na matriz austenítica quando o manganês é adicionado ao aço. Além disso a formação de pares Mn-C resulta em uma redução na difusividade do C, e em um fenômeno denominado no inglês por *dynamic strain aging* (Cooman, 2011), que será apresentado no próximo tópico.

Ainda sobre a relação entre o Mn e o C, Bouazis (2011) apresenta a influência combinada de ambos os elementos de liga na EFE através de uma equação elaborada pelo cientista Schumann em meados de 1970 e Neu (2013) apresenta a mesma influência esquematicamente (**Figura 25**). Analisando o gráfico da **Figura 25**, observa-se que o teor mínimo de 10% de manganês deve ser acompanhado de pelo menos 1,2% de carbono para evitar a transformação martensítica no aço e para o teor mínimo de carbono de 0%, o TWIP deve conter 32% de manganês (Bouazis, 2011; NEU, 2013). Porém esse alto teor de carbono

resulta na fragilização do aço por precipitação de cementita e sem o teor de carbono o material perde em resistência mecânica.

Figura 25 – Dependência da EFE na relação de composição de Mn e C.



Fonte: NEU, 2013.

6.1.2 Elemento de Liga: Carbono

O carbono é um elemento de liga intersticial muitas vezes aplicado em aços com o propósito de aumentar as propriedades mecânicas, e no TWIP o seu teor varia de 0 a 1,2% em peso (COOMAN, 2018). Cornette (2005) ressalta a solubilidade mais alta do carbono em fases austeníticas do que na ferrita, favorecendo um teor de 0,5 a 0,7% de carbono nos aços TWIP para atuarem como endurecedores por solução sólida. Além disso, comparando aços TWIP com teores desprezíveis de carbono, tais como Fe-25Mn-3Si-3Al de Grassel *et al* (1997), percebe-se uma resistência a tração muito menor que aços em TWIP com alguma porcentagem de carbono.

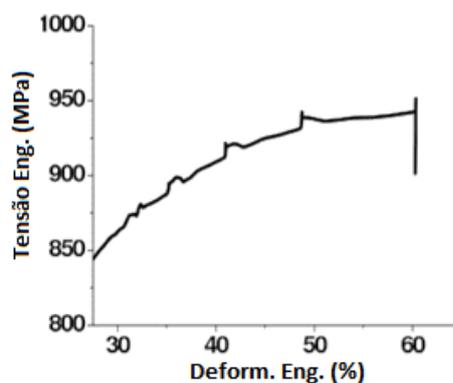
Porém muitos pesquisadores optam por estudar aços TWIP com teor de carbono geralmente menor que 0,3% em peso. Segundo Tewary *et al* (2014), esse teor na composição se deve para evitar a precipitação de cementita e carbeto M_3C , M_5C_2 e $M_{23}C_6$ (BOUAZIS *et*

al, 2011). Segundo Bouazis *et al* (2011), por ocorrer essa precipitação de carbeto nos contornos de grão há uma redução na concentração do carbono na solução sólida dentro do grão diminuindo indevidamente a EFE, além afetar as propriedades de ductilidade e resistência do TWIP.

Cooman (2011) menciona um fenômeno relacionado com a presença do carbono no TWIP – fenômeno de *Portevin Le-Chatelier* (PLC). Segundo Curà (2010) o PLC é causado pelo mecanismo denominado pelo termo inglês *dynamic strain aging* (DSA) e trata-se de uma deformação plástica não uniforme – algo totalmente indesejável para processamento de peças estampadas na indústria automobilística. Nos aços TWIP o PLC ocorre pela formação de complexos de Mn-C que se reorientam em presença de discordâncias por mecanismos de difusão (Cooman, 2011).

O efeito pode ser evidenciado em testes de tração na curva de tensão-deformação como apresentado na Figura 26. Tendo isso como base, teores baixos de C são adicionados para evitar defeitos como o DSA e PLC (COOMAN, 2012).

Figura 26 - Efeito PLC em aços TWIP.



Fonte: COOMAN, 2011.

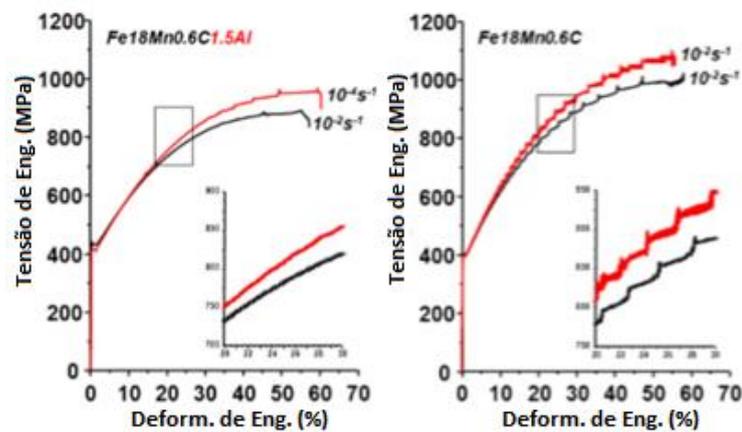
Muitos pesquisadores evitam esse elemento de liga nos aços TWIP, mas isso não impede que o mesmo esteja na composição de grande parte dos TWIP estudados. Outras opções apresentadas por Cooman (2012) é a inclusão de outros elementos de liga para endurecimento pelo efeito de solução sólida, como o Silício

É válido ressaltar também que o chassi automotivo é composto por peças distintas unidas por soldagem. Portanto o teor de carbono de fato deve ser limitado para não afetar negativamente a soldabilidade do aço TWIP. Assim como o manganês, o carbono afeta a absorção de energia de um material, porém de modo negativo. Evita-se então composições de TWIP com teor muito alto de carbono, chegando a uma porcentagem máxima de 0,6% nos estudos utilizados como referência para o presente trabalho.

6.1.3 Elemento de Liga: Alumínio

Comparando a microestrutura do aço TWIP com 0 e 2% em peso de alumínio, Jin (2012) conseguiu observar que a adição desse elemento de liga suprime a precipitação de cementita $(Fe, Mn)_3C$ pela redução da atividade e difusividade do carbono na austenita. Com essa ação todo o carbono do material fica solubilizada no interior do grão, deixando de ter o efeito de fragilizar o aço. A supressão da formação de complexos envolvendo Mn-C evita ou ameniza os defeitos de DSA mencionados no tópico anterior (COOMAN, 2012). Na Figura 27 é possível ver o efeito do alumínio sobre as irregularidades na curva tensão-deformação de um aço TWIP através da comparação entre dois aços de composições com presença ou não do Al.

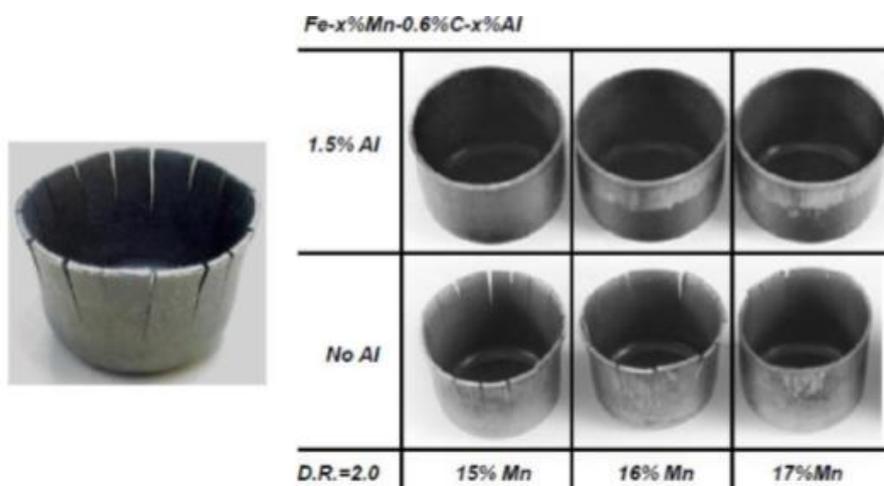
Figura 27 - Efeito do Al no mecanismo de DSA.



Fonte: COOMAN, 2012.

Visualmente é possível ver o efeito do alumínio durante o processamento do material. Na literatura encontra-se um defeito muito decorrente em aços TWIP - a fratura instantes após a estampagem profunda (COOMAN, 2012). Com a adição do alumínio, suprime-se a fratura retardada (*delayed fracture*) em peças estampadas a fundo (NEU *et al*, 2013) – um processamento muito utilizado na fabricação de componentes de geometrias complexas de chassis automotivos. Esse benefício é também apresentado por Cooman (2012), e ilustrado de forma bem clara na Figura 28.

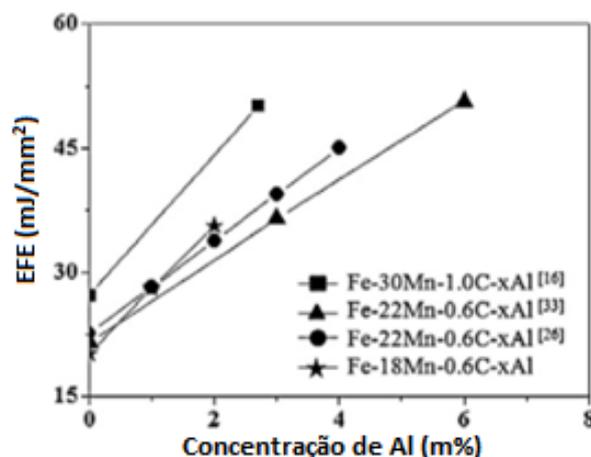
Figura 28 - Efeito do Alumínio em estampagem profunda em aços TWIP.



Fonte: COOMAN, 2012.

Em seu trabalho comparativo, Jin (2012) conseguiu confirmar uma das maiores influências do Al no TWIP mencionada por muitos autores da literatura – a alteração na EFE. Ao calcular os valores de energia de falha de empilhamento do aço TWIP para as três amostras de teores diferentes de Al, foi registrado um acréscimo de $7,8 \text{ mJ.m}^{-2}$ a cada 1% de Al adicionado na liga. Segundo Jin, ao se comparar os valores da EFE dos demais aços TWIP, observa-se uma relação média de 7 mJ.m^{-2} a cada 1% de Al adicionado (Figura 29). Contudo, segundo Jeong *et al* (2013), a excessiva adição do alumínio no TWIP resulta em um aumento demasiado da EFE. Esse fator dificulta a maclação mecânica e favorece o caráter plano de escorregamento por motivos termodinâmicos.

Figura 29 - Relação entre EFE e %Al em aços TWIP.



Fonte: JIN, 2012.

Em ensaios de tração Jin (2012), o aço TWIP sem adição de Al foi obtido um limite de escoamento de aproximadamente 130 MPa. Um valor muito baixo, que foi atribuído aos precipitados de cementita nos contornos de grãos austeníticos e ao elevado tamanho de grão. Para 1% de Al o limite foi de 330 MPa e para 2%, 430 MPa. Esse aumento é devido a redução dos grãos austeníticos, e a elevada concentração de carbono na matriz austenítica gerada pela supressão de precipitados de cementita nos contornos de grão (JIN, 2012). Segundo Silva (2006) a redução do tamanho de grãos é um efeito do Al em aços no geral e essa restrição do crescimento dos cristais se dá pela formação de óxidos ou nitretos dispersos.

Geralmente o Al é adicionado em aços para dar propriedades de resistência a oxidação, mas, apesar de todas as vantagens da presença do Al na composição do TWIP, é importante ressaltar que a excessiva adição do alumínio no TWIP resulta em uma considerável redução na tensão máxima de tração e limite de escoamento (JEONG, 2013), além de reduzir a taxa de endurecimento (JIN, 2012). Contudo, Silva (2006) descreve outro efeito do alumínio nos aços em geral, inferindo que se dissolvido na austenita, o Al tende a aumentar levemente a endurecibilidade do aço. Isso pode ser explicado pelo trabalho de Zuidema (1987) que observou que até um teor ótimo de Al na composição, o aço aumenta sua taxa de endurecimento n e acima desse teor o n tende a ser reduzido.

Os diversos estudos do efeito do alumínio em aços TWIP deixa evidente que a presença desse elemento de liga é imprescindível para que o material tenha um ótimo desempenho e processabilidade visando a aplicação na indústria automobilística. Silva (2006) infere que o Al

tem solubilidade de 1,1% na austenita e que esse valor é aumentado com a adição de carbono, porém em diversos estudos, aços TWIP com teores maiores são analisados. A porcentagem desse elemento de liga deve ser controlada não passando dos 3% para que o efeito TWIP seja mantido no material e suas propriedades únicas sejam garantidas.

6.1.4 Elemento de Liga: Silício

Na literatura raramente se acham estudos voltados para os efeitos do Si na composição química do TWIP. Jeong *et al* (2013) e Tian (2009) são uns dos poucos autores atuais que optaram por analisar esse elemento de liga, porém as poucas informações obtidas são de grande relevância e serão apresentadas a seguir.

O Si tem solubilidade de 2% na fase austenítica e pode chegar até 9% com a presença de 0,35% de carbono (SILVA, 2006). O elemento é substitucional na rede causa o efeito de endurecimento e perda de plasticidade na maioria dos aços (SILVA, 2006). Contudo Jeong (2013) observou que no aço TWIP Fe-18Mn-0,6C, ao adicionar 1,5% de Si, as propriedades de alongação continuaram elevadas (60%) e o mecanismo de maclação por deformação foi conservado. A adição desse elemento de liga no TWIP aumenta sua taxa de endurecimento, ao passo que a mesma eleva a ativação de maclas primárias e secundárias durante a deformação (TIAN, 2008).

Ao comparar 3 amostras de aço TWIP com adição de elementos de liga diferentes, o cientista coreano Jeong *et al* (2013) observaram a formação de grãos mais finos no TWIP com 1,5% de Si. Como discutido antes, o tamanho dos grãos influencia também na ductilidade e resistência do material. Portanto adição de Si no TWIP eleva seu limite de escoamento e resistência a tração (JEONG *et al*, 2013). Além de enfraquecer o efeito de DSA já mencionado, os mecanismos de endurecimento por solução sólida e efeito de Hall-Patch por maclação mecânica são reforçados (JEONG *et al*, 2013). Além disso, o Si também pode alterar a solubilidade do C na austenita, prejudicando seu efeito nas propriedades mecânicas do material (ZORZI, 2014). Isso explica a ausência do carbono na maioria dos aços TWIP que contém silício.

Em relação a EFE, o silício tem o efeito contrário ao alumínio quando adicionado ao TWIP – sua presença na matriz reduz o valor da EFE em valores de 4 mJ.m^{-2} a cada 1%

adicionado (COOMAN, 2018). Como visto anteriormente para valores muito baixos de EFE o aço desenvolve a transformação martensítica durante a deformação. Esse mecanismo endurece demasiadamente o material, porém com alta perda na plasticidade. Portanto não se encontra na literatura aços TWIP de composição Fe-Mn-Si, pois a EFE dessa liga seria provavelmente baixa não sendo suficiente para suprimir a transformação martensítica.

6.2 Microestrutura e Propriedades de Aços TWIP

As propriedades únicas do aço TWIP são atribuídas ao mecanismo de maclação mecânica (GUTIERREZ, 2010), portanto há um enfoque grande no controle de composição e componentes que influem na sua energia de falha de empilhamento para possibilitar a ativação de tal mecanismo. A maclação mecânica confere maior dureza e maior taxa de endurecimento ao TWIP ao se comparar aos aços com deformação regida apenas pelo deslizamento plano de discordâncias. Além disso, opera como mecanismo extra de plasticidade ao TWIP, proporcionando maior plasticidade à liga em comparação com aços AHSS que apresentam o mecanismo de transformação martensítica (CORNETTE, 2005).

Portanto serão apresentadas a seguir as principais propriedades do TWIP que são conferidas pela maclação mecânica: plasticidade estendida e alta capacidade de endurecimento n .

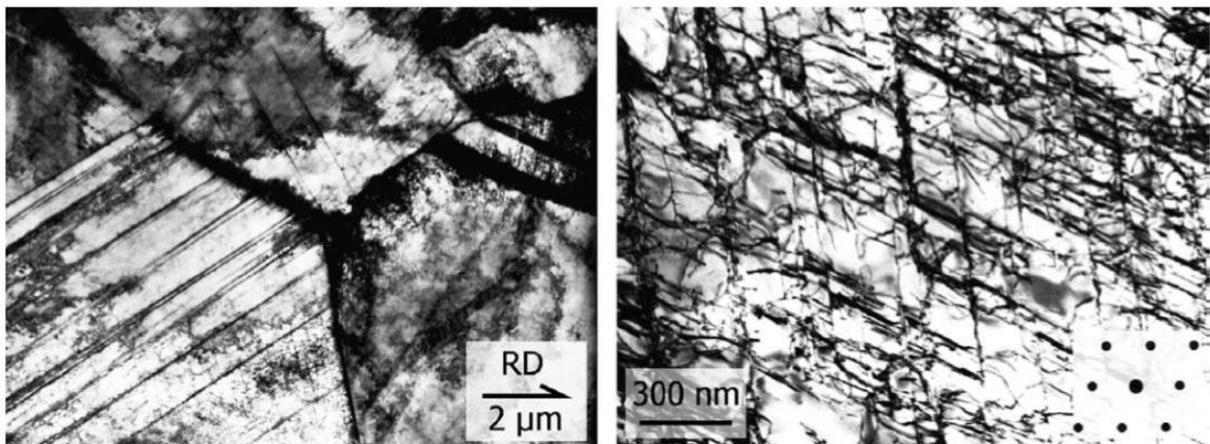
6.2.1 Plasticidade

Como já mencionado anteriormente, o caráter do deslizamento dos metais é totalmente dependente de sua EFE e o resultado é observado nos valores de n . Ao estudar o comportamento microestrutural de aços Fe-30Mn-3Al-3Si ao ser laminado a frio, é possível observar que o aço possui inicialmente o caráter plano de deslizamento e posteriormente a presença de maclas de deformação mecânica (VERCAMMEN *et al*, 2004). A presença desses dois mecanismos de deformação é a chave para as propriedades de ductilidade estendida e superior a outros aços de alta resistência que não apresentam maclação mecânica (NEU, 2013). A deformação em aços TWIP de baixo EFE ocorrem basicamente em quatro estágios (TEWARY *et al*, 2014), e serão apresentados a seguir.

O aço TWIP estudado por Vercammen tinha o valor de n equivalente a 0,41 e $EFE = 40$ mJ/m^2 . Em condições de tensão e deformação baixas o caráter do deslizamento era predominantemente plano, não ocorrendo o deslizamento cruzado. Esse estágio é dominado por deformações de interação discordância-discordância (NEU, 2013; TEWARY *et al*, 2014). Com o aumento da densidade de discordâncias as mesmas encontram maior dificuldade de deslocamento, e pelo efeito da EFE o deslizamento cruzado é suprimido e a maclação é ativada. Nesse estágio ocorre um endurecimento do material pela interação discordância-discordância, e com a maclação mecânica – um mecanismo de deformação extra – estende-se a plasticidade e ductilidade do material (NEU, 2013; TEWARY *et al*, 2014).

O segundo estágio é definido pela nucleação das maclas de deformação, que é dependente da combinação de dois fatores: densidade crítica de discordâncias e manter longos caminhos de deslizamento homogêneo nos grãos (NEU, 2013). Ao se atingir a deformação de $\epsilon = 0.10$, Vercammen observou que 50% dos grãos já apresentavam maclas de deformação. Ao observar a **Figura 30** percebe-se apenas um sistema de macla em uma única direção em cada grão, coerente com a direção de laminação e uma elevada densidade de discordâncias nos grãos que não ativaram a maclação.

Figura 30 – Microestrutura do TWIP Fe-30Mn-3Al-3Si para $\epsilon = 0.10$ apresentando os grãos com maclas e os grãos que não maclaram com alta densidade de discordâncias.



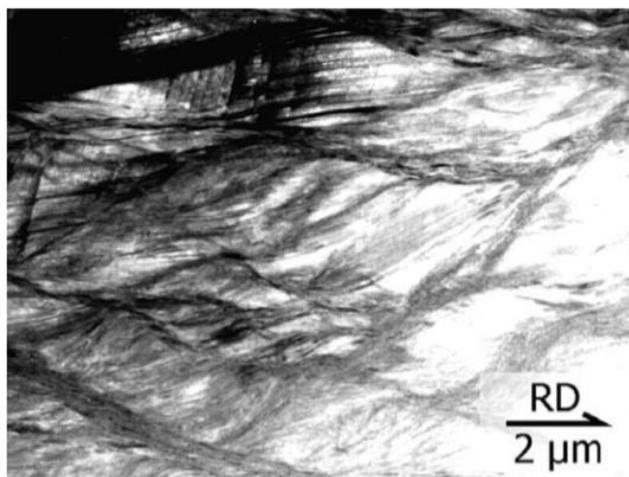
Fonte: Vercammen *et al*, 2004.

No próximo estágio de deformação as interações discordâncias-maclas são predominantes devido ao aumento da densidade das maclas, ocorrendo a obstrução dos sistemas de deslizamento pelo efeito de Hall Petch (TEWARY *et al*, 2014). No aço estudado por

Vercammen *et al* (2004), a uma deformação de $\varepsilon = 0,21$ o mecanismo de maclas de deformação se mostrou predominante por estar presente em quase todos os grãos representando uma fração volumétrica de 20% dentro de cada cristal. Mantendo-se a tensão aplicada ao aço TWIP, os grãos autênticos se tornam cada vez mais finos e um segundo sistema de maclação mecânica é ativada (NEU, 2013), formando as chamadas maclas secundárias, que diferem em um ângulo aproximado de 70° das maclas primárias (JEONG *et al*, 2013; SHEN, 2016). Em seu trabalho Vercammen (2004) observou que as maclas secundárias tendiam a se formar dobrando-se em torno da direção de laminação.

No último estágio de magnitudes muito elevadas de ε , a deformação perde seu caráter homogêneo (VERCAMMEN *et al*, 2004), e o mecanismo de deformação por bandas de cisalhamento se torna dominante. Esse tipo de deformação é também observado em menor escala por Tewary *et al* (2014). Essa deformação não uniforme resulta em uma microestrutura com linhas em formato de “S”, registrada por Vercammen *et al* (2004) e apresentada na **Figura 31**.

Figura 31 – Microestrutura do aço de Vercammen após ativar a deformação não homogênea.



Fonte: Vercammen *et al*, 2004.

Em muitos estudos são observadas as chamadas maclas de recozimento, muito comuns em determinados aços TWIP, como no Fe-25Mn-3Si-3Al estudado por Grassel (2000) ou no Fe-21,5%Mn-3%Si-3,5%Al-0,06%C de Tewary *et al* (2014), porém não serão discutidas no presente trabalho.

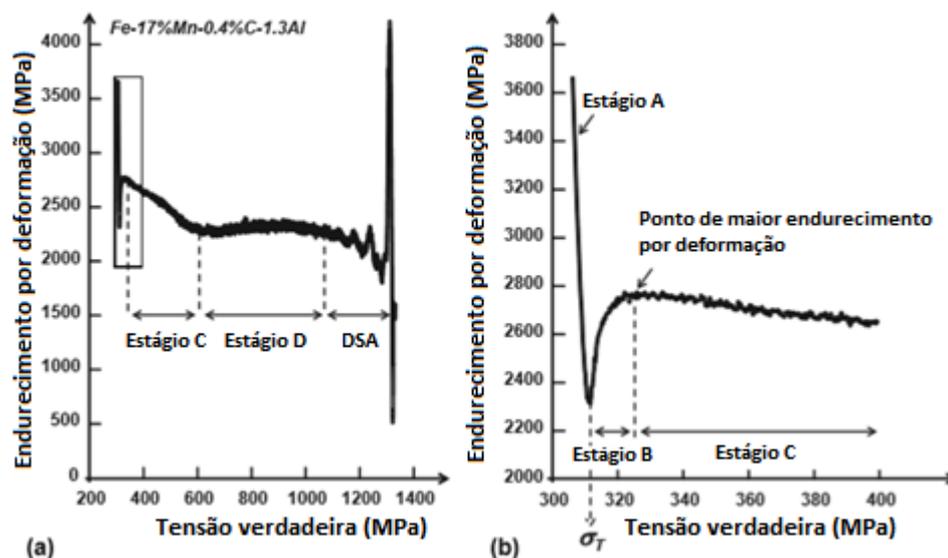
6.2.2 Taxa de endurecimento

Durante a deformação, o endurecimento em aços TWIP pode ser separado por estágios mediante a ativação de diferentes mecanismos e fatores que aumentam sua resistência. Neu (2013) define 2 mecanismos que explicam o endurecimento atribuídos à maclação mecânica. Um deles é o efeito de Hall-Petch de redução de caminho hábil para deslizamento de discordâncias. O outro fator é o refinamento do grão com a formação de maclas estreitas restringindo também o movimento das discordâncias (NEU, 2013).

Cooman (2018) separa o processo de endurecimento em estágios de A à D, seguido por um estágio regido pelo fenômeno de DSA já comentado anteriormente. Todo o processo está apresentado na

Figura 32. Vale lembrar que a redução dos valores de n não indicam que o material deixou de endurecer. Pelo contrário, o endurecimento continua a ocorrer, porém em menor intensidade.

Figura 32 - Estágios de endurecimento no TWIP.



Fonte: COOMAN, 2018.

O processo a ser apresentado foi baseado na liga Fe-17Mn-0,4C-1,3Al, e foi selecionado por conter a ativação dos mais importantes mecanismos de endurecimento. Portanto o processo pode não ser sempre o mesmo para todos os aços TWIP como o estudado por Kim (2017), que não mostrou a ativação de maclas secundárias.

O estágio inicial de endurecimento é regido puramente pelo movimento de discordâncias e o aumento da densidade das mesmas sem ocorrer a formação de maclas de deformação. Essa fase tem curta duração em aços TWIP, e é quando ocorre a sobreposição de falhas de empilhamento e as maclas começam a ser nucleadas (COOMAN, 2018). Na maioria das ligas metálicas com o decréscimo da taxa de endurecimento é contínuo até o fim do processo de deformação (GUTIERREZ, 2011). Em ligas CFC de alto EFE isso se dá pela a ativação de mecanismos de recuperação dinâmica como o *cross slip* e a aniquilação de discordâncias de sinais opostos (COOMAN, 2018). Porém para o aço TWIP, controla-se a EFE para que esses mecanismos sejam suprimidos, ocorrendo assim um aumento na densidade de discordâncias e acúmulo das mesmas no grão, de modo que não seja possível mais o seu deslocamento. Desse modo pode ser ativada a maclação mecânica.

O estágio B é caracterizado pelo aumento da taxa de endurecimento até seu valor máximo. Cooman (2018) atribui esse aumento de n à ativação da maclação mecânica em orientações favoráveis. Portanto, após o estágio A regido pela deformação exclusiva por movimento de discordâncias e interação discordância-discordância, são formadas as maclas primárias e a taxa de endurecimento começa a aumentar (COOMAN, 2018). O início dessa fase define a tensão de maclação σ_T e pode variar para cada aço TWIP, assim como os valores de deformação para o início da formação das maclas mecânicas de deformação. Cooman (2018) infere que geralmente a formação de maclas se inicia em valores de deformação verdadeira de 0,03 a 0,04. Já Barbier *et al* (2008) observaram maclas a $\varepsilon_v=0,02$. Alguns autores inferem que o aumento da taxa de endurecimento nesse estágio ocorre pelo aumento da taxa de maclação e não pela iniciação do mecanismo (COOMAN, 2018).

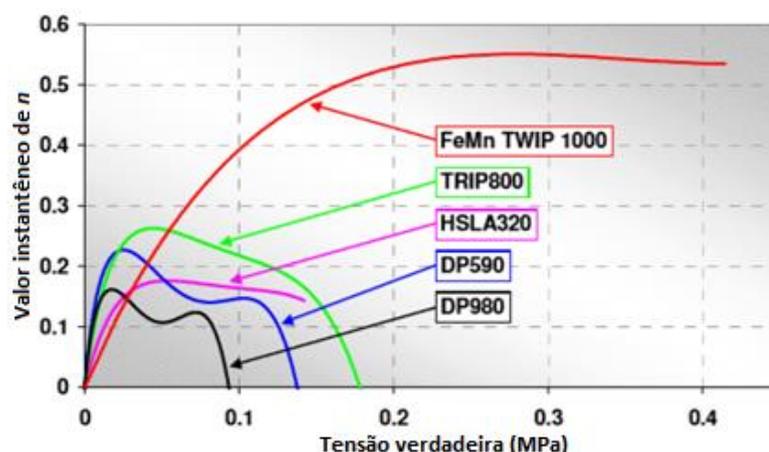
O estágio B de endurecimento chega ao seu ponto máximo de taxa de endurecimento quando a densidade de maclas atinge um valor crítico desencadeando o próximo estágio onde a taxa de endurecimento tende a diminuir discretamente. Gutierrez (2011) divide esse estágio em dois em seu estudo, separando a fase da taxa de endurecimento mínima da fase de aumento de n .

No estágio C material continua a endurecer, porém em menor intensidade. Esse endurecimento é garantido pela segmentação dos grãos e redução da granulometria do material (COOMAN, 2018). Com grãos menores a ativação das maclas primárias tende a requerer maiores magnitudes de tensão (COOMAN, 2018). A menor frequência de maclação justifica a redução da taxa de endurecimento nesse estágio. A redução de n termina quando a formação de maclas num sistema secundário são ativadas, caracterizando o início do estágio D. Intersecções do tipo macla-macla são formadas reduzindo a área hábil de deslocamento de discordâncias no grão (COOMAN, 2018; GUTIERREZ, 2011). O estágio se encerra no momento que a deformação não uniforme se inicia e se observa o efeito DSA e o n decai até que acontece a fratura (COOMAN, 2018). Barbier *et al* (2008) inferem que a deformação não uniforme ocorre por conta da forte distorção da rede gerada pelo acúmulo localizado de discordâncias.

Gutierrez (2011) e Barbier *et al* (2008), não mencionam o DSA no estágio final da deformação do TWIP. No último estágio definido por Gutierrez, o refinamento dos grãos é reduzido e as maclas reduzem a capacidade de barras as discordâncias resultando num decréscimo do valor de n antes da fratura.

Em comparação com outros AHSS o TWIP representa um dos aços de melhor capacidade de endurecimento. Cornette (2005) apresenta em seu estudo um gráfico com a variação de n para alguns aços aplicados na indústria automobilística (Figura 33). Observa-se que o n do TWIP é o menor inicialmente, porém o mesmo continua aumentando até o valor máximo de $n=0,55$ enquanto os demais aços param de endurecer. Em seguida o TWIP atinge um endurecimento quase constante com um discreto decréscimo na taxa (CORNETTE, 2005).

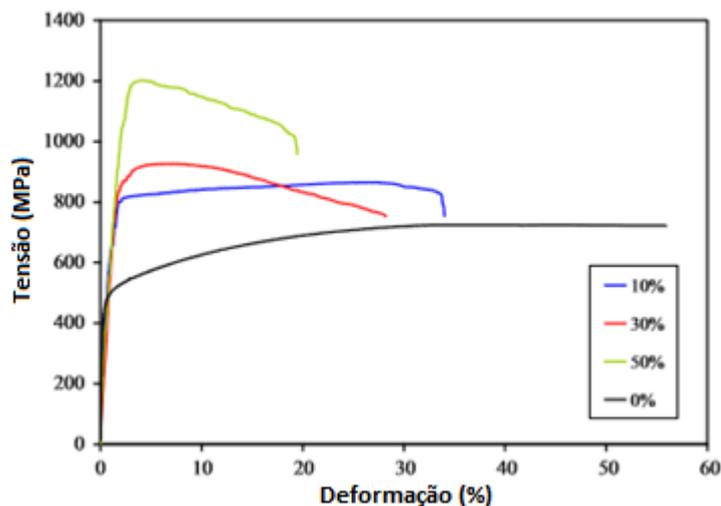
Figura 33 - Comparação do coeficiente n para aços da indústria automobilística.



Fonte: CORNETTE, 2005.

Tendo essa alta capacidade de endurecimento em vista, Tewary *et al* (2014) submeteram um aço TWIP Fe-21Mn-3,5Al-3Si-0,06C a laminação, e obteve os resultados a seguir da curva tensão-deformação para diferentes porcentagens de trabalho a frio (Figura 34).

Figura 34 - Curva tensão-deformação para diferentes %TF.



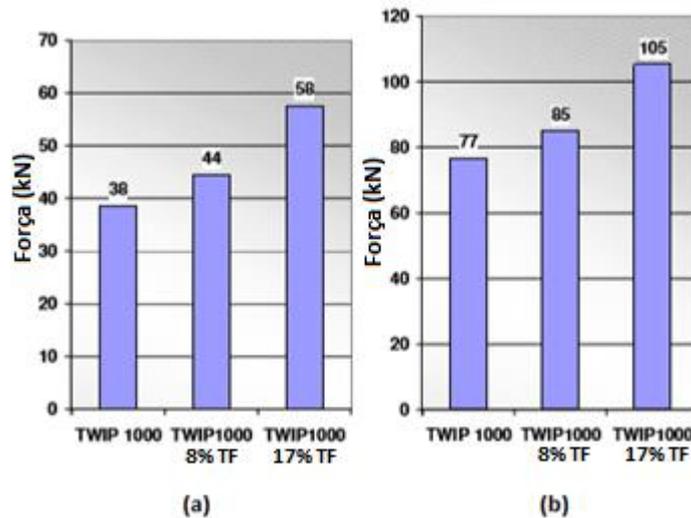
Fonte: TEWARY *et al*, 2014.

Por esses resultados é possível inferir que a melhor combinação de propriedades para esse aço TWIP seria com %TF de 10%, e que acima disso a ductilidade se perderia de modo drástico apesar de os valores de resistência a tensão se elevarem de forma significativa (TEWARY *et al*, 2014). Em algumas aplicações em que uma resistência elevada é necessária, a redução de ductilidade não é considerada como tão prejudicial ou é tida como suficiente para as condições de trabalho. Pode-se concluir que para ajustes de propriedades do TWIP pode-se utilizar o artifício de endurecimento por trabalho a frio, sem que se altere sua composição. Cornette (2005) também explora a alta capacidade de endurecimento do TWIP para aprimorá-lo e adequá-lo para as aplicações na indústria automobilística.

Cornette (2005) apresenta a melhoria de desempenho de um aço TWIP ao sofrer duas pré-deformações de 8 e 17%. Esses foram submetidos a testes ajustados para aços da indústria automobilística de compressão axial e flexão de três pontos, e os resultados estão registrados na Figura 35. Cornette (2005) quantifica essa capacidade de endurecimento do TWIP, que no início da deformação é baixo e após uma elongação de 20% atinge um $n = 0,55$ constante. Esse

comportamento é atribuído ao mecanismo de deformação vigente durante a alongação e pelo aumento de densidade de discordâncias e formação de subestruturas de maclas (GUTIERREZ, 2011), como apresentado anteriormente.

Figura 35 - Otimização de propriedades no aço TWIP apresentados em testes de (a) compressão e (b) flexão.



Fonte: Adaptado de CORNETTE, 2005.

Além de aprimorar as propriedades do material, o endurecimento por trabalho a frio no TWIP reduz a sua propensão a absorção de hidrogênio atômico, reduzindo as chances de sofrer fragilização por hidrogênio (SO *et al*, 2009) – uma falha recorrente em aços em geral. Essa falha se dá pela absorção do hidrogênio na superfície do aço pelo mesmo ter baixo raio atômico. O átomo pode encontrar com outro hidrogênio atômico dissolvido na microestrutura formando o hidrogênio molecular, ou se combinar com outros elementos formando microconstituintes que fragilizam o material (PELLICCIONE *et al*, 2014). Segundo So *et al* (2009), o TWIP tem maior resistência à fragilização por hidrogênio do que aços de comparável resistência mecânica – aços martensíticos ou de matriz composta por estruturas CFC.

Um parâmetro bem estudado recentemente é a redução do tamanho dos grãos do aço TWIP para ganho de resistência mecânica sacrificando uma porção de sua ductilidade (GUTIERREZ, 2010). Esse efeito é garantido por conta do aumento de volume de contornos de grão na microestrutura, que funcionam como barreiras que reduzem a mobilidade das discordâncias (CALLISTER, 2009). Esse artifício não será discutido a fundo no presente

trabalho, porém estudos focados nesse efeito podem ser encontrados em artigos de Gutierrez (2010), e Ueji *et al* (2009).

6.2.3 Dependência sobre a taxa de deformação e temperatura

Na literatura observa-se a dependência dos aços TWIP mediante a taxa de deformação e temperatura para as propriedades de alongação de resistência a tração (Grassel *et al*, 2000). Em seu estudo, Grassel analisa a liga Fe-25Mn-3Si-3Al obtendo valores máximos de 92% de alongação para temperatura ambiente. Ao submeter a liga a 400°C houve uma redução considerável de aproximadamente 40% na alongação. Frommeyer (2003) e Curtze (2010) também observaram uma redução de alongação no aço TWIP quando submetido a altas temperaturas. Curtze atribuiu esse efeito à influência termodinâmica que a temperatura desempenha na EFE do material. Com o aumento da temperatura eleva-se a EFE e a maclação deixa de ser o mecanismo de deformação predominante (CURTZE, 2010).

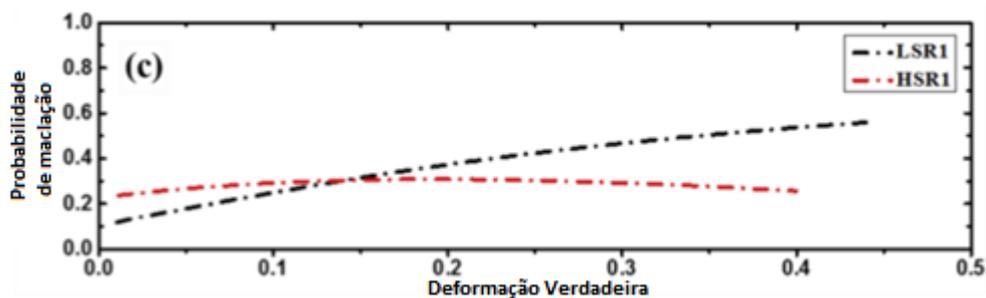
De modo análogo, observa-se que em temperaturas negativas a maclação mecânica tem efeitos mais fortes e a resistência do TWIP é aumentada (CURTZE, 2010). Frommeyer (2003) estudou a mesma liga de Grassel Fe-25%Mn-3%Si-3%Al-0.03%C e observou que a deformação predominante do aço era de deslizamento de discordâncias em temperatura ambiente. Com a redução de temperatura a ocorrência de maclação foi elevada de modo que a ativação desse mecanismo foi antecipada, reduzindo a alongação do TWIP. Mas mesmo em temperaturas de -200°C o TWIP manteve sua ductilidade excepcional e não apresentou fratura frágil (GRASSEL, 2000; FROMMEYER, 2003). Esse comportamento abre o leque de possíveis aplicações do TWIP.

Na liga Fe-25Mn-3Si-3Al, Grassel obteve em baixas taxas de deformação a resistência de tração máxima de 650 MPa. Ao aumentar essa taxa para $1,5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$, a liga atingiu um valor de 800 MPa de resistência a tração. O mesmo foi observado por Curtze, porém em menores magnitudes. Além da elevação de resistência, o TWIP tende a ter maior deformação segundo o estudo de Curtze (2010). Porém segundo Shen (2016), em altas taxas de deformação as maclas tem tendência a se formar mais rápido sendo ativadas com antecedência, e não disponibilizando tempo suficiente para a deformação por deslizamento de discordâncias. Com o aumento da maclação, se observou a interação antecipada de sistemas primários e secundários resultando

em concentração de tensão e formação de bandas de cisalhamento (SHEN, 2016). Por esse motivo tanto a alongação total quanto a resistência a tensão máxima do TWIP foram reduzidas.

Liang *et al* (2015) observam semelhante efeito no aço TWIP ao comparar o volume de maclação mecânica em altas e baixas taxas de deformação. A ocorrência para altas taxas se mantém constante, e para baixas a maclação mecânica é menor no começo, mas atinge uma probabilidade superior de ocorrência durante a deformação (Figura 36). Como apresentado anteriormente, a taxa de endurecimento do TWIP é garantida pela ativação do mecanismo de maclação mecânica. Portanto o n do TWIP é reduzido com o aumento da taxa de deformação (LIANG *et al*, 2015).

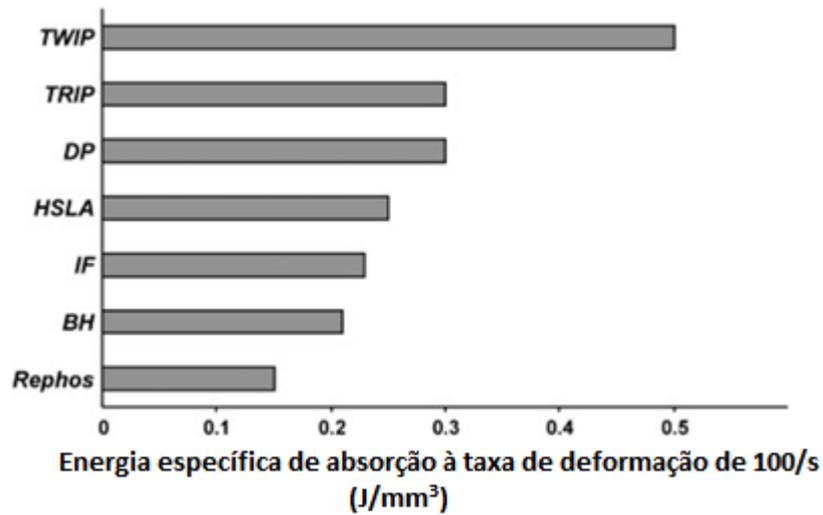
Figura 36 - Relação da probabilidade de maclação com a taxa de deformação.



Fonte: Adaptado de LIANG *et al*, 2015.

Durante a colisão, dependendo da velocidade do carro, há uma deformação rápida e de grandes dimensões, ou seja, grandes taxas de deformação. Mesmo com uma sensibilidade negativa à taxa de deformação, o TWIP ainda continua tendo ótimas propriedades em tais condições. Portanto, o TWIP pode ser considerado uma classe de materiais propícios para as condições de trabalho de componentes de segurança no BIW. Tendo isso em vista, Cooman (2011) compara a absorção de energia específica de aços aplicados na indústria automobilística (Figura 37) e confirma mais uma vez que o TWIP representa a melhor opção para tais componentes.

Figura 37 - Energia específica absorvida em aços automobilísticos.

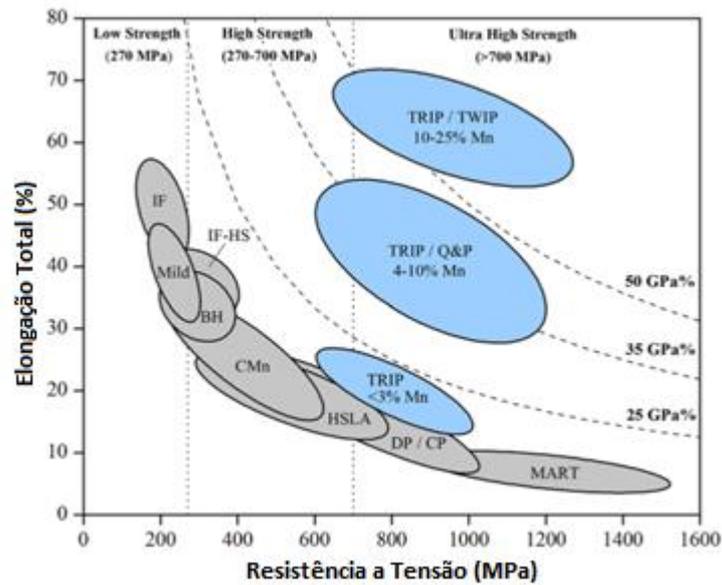


Fonte: COOMAN, 2011.

6.3 Processabilidade de Aços TWIP

Elliot *et al* (2018) comparam as propriedades dos aços aplicados atualmente na indústria automobilística através de uma curva tensão-deformação (Figura 38) confirmando a excepcional combinação de propriedades do TWIP. Na literatura comprova-se a superioridade de propriedades do aço TWIP em meio a classe de aços AHSS. Porém de nada adianta ter ótimas propriedades se o material não pode ser processado e conformado para se adequar à sua aplicação tecnológica. Tendo isso em vista serão apresentados os testes mecânicos e resultados para os aços TWIP em comparação com demais aços de interesse na área automobilística em relação a dois processos de grande aplicação na área: conformação e soldagem.

Figura 38 - Comparativo de propriedades entre aços automobilísticos.



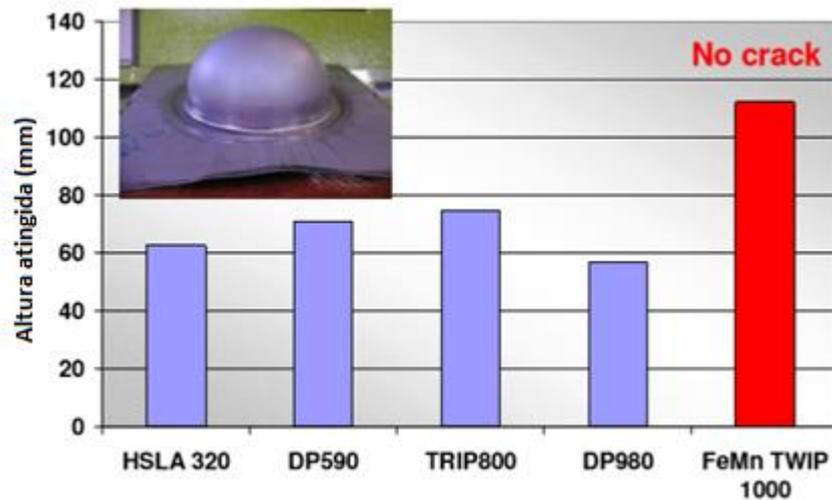
Fonte: ELLIOT *et al.*, 2018.

6.3.1 Conformabilidade

A curva tensão-deformação de um material é obtida por um teste quase-estático e uniaxial, ou seja, condições diferentes dos processamentos em que o aço será submetido. Portanto é necessário a realização de testes direcionados para os processamentos específicos de cada aplicação. A maioria dos componentes do BIW é conformado por estampagem a frio, por isso é interessante conhecer o comportamento dos aços automobilísticos durante os testes de conformação.

Um dos mais aplicados testes é o da estampagem de Erichsen e Olsen, onde uma chapa do aço em análise é fixada e submetida à penetração de um punção cilíndrico até fraturar. O resultado do ensaio é expresso em profundidade de penetração atingida, e qualitativamente analisa-se o acabamento superficial do metal conformado. Cornette (2005) submete 5 aços aplicados na indústria automobilística a esse teste sendo um deles o FeMn TWIP 1000 (Figura 39). Nessa comparação o TWIP se destaca pela profundidade de penetração do punção consideravelmente maior que os demais aços, sendo que o mesmo não sofreu fratura no ensaio.

Figura 39 - Resultado de teste de estampabilidade de aços automobilísticos.



Fonte: CORNETTE, 2005.

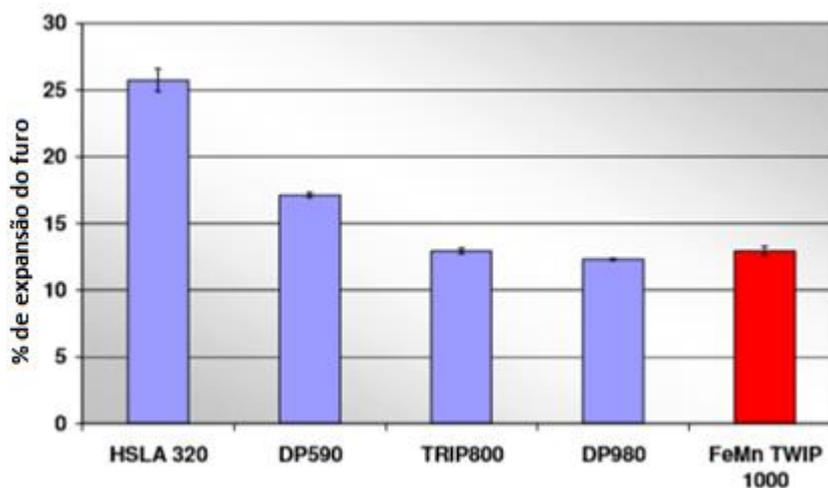
Observando a curva de tensão-deformação da Figura 38 nota-se que um dos aços AHSS que tem maior alongação é o IF (*interstitial free*). Cooman (2018), apresenta o resultado do teste de estampabilidade de Erichsen desse aço comparado com o TWIP. A diferença é expressiva e a excelente estampabilidade do aço TWIP é confirmada. Cornette aplica um teste semelhante ao de Erichsen, porém com um punção com formato em “x” e observa resultados semelhantes aos anteriores. Partindo desses testes conclui-se que o aço TWIP tem excepcional estampabilidade e pode ser conformado em peças de geometrias complexas.

Outro teste voltado a conformabilidade frequentemente aplicado em aços automotivos é o teste de medição de capacidade de expansão de furo, ou *hole expansion capacity* (COOMAN, 2012). Trata-se de um ensaio em que através de um punção de ponta cônica se imprime um orifício na chapa metálica estudada aumentando seu diâmetro até serem observadas trincas nas bordas do orifício. O ensaio é totalmente relacionado com a conformabilidade do material por estiramento localizado (COOMAN, 2011), porém a propriedade medida qualitativamente é a resistência a trincas de borda. Cornette (2005) observa um resultado negativo para o aço TWIP estudado em seu trabalho, sendo a sua resistência a trinca de borda ligeiramente maior que apenas a liga DP980, e expressivamente menor que a liga HSLA (Figura 40).

Bracke (2012) compara a capacidade de expansão de furo do TWIP com o IF, anteriormente comparado no teste de Erichsen, afirmando que a liga FeMn é muito inferior. Porém comparado com AHSS de similar resistência mecânica, o TWIP tem boa propriedade de

estiramento (COOMAN, 2011), e a excelente conformabilidade foi comprovada anteriormente no presente trabalho.

Figura 40 - Capacidade de expansão de furo para aços automobilísticos.



Fonte: CORNETTE, 2005.

6.3.2 Soldabilidade

No BIW os componentes são fabricados individualmente, muitas vezes sendo compostos por diferentes materiais com propriedades diferentes. Para que as peças façam parte de um todo, eles devem passar pelo processo de união de soldagem. Portanto é de suma importância o aço voltado para aplicações automobilísticas ter boa soldabilidade, ou seja, manter suas propriedades após ser soldado. Na literatura, poucos trabalhos são encontrados voltados exclusivamente para esse assunto. Segundo Tamarelli (2011) o TWIP tem boa soldabilidade ao se comparar com o aço TRIP, que tem composição similar. A baixa soldabilidade do TRIP é atribuída a martensita que pode estar presente em sua microestrutura (NEU *et al*, 2013).

Segundo Saha (2012) e YU (2014) a técnica mais usual para soldagem em chapas metálicas para aplicações automotivas é a soldagem pontual por resistência ou *welding resistance spot*. Cooman (2011), ressalta um cuidado necessário durante essa técnica em aços TWIP evitando a formação de trincas no ponto de solda. Outros defeitos que podem ocorrer

durante a solda do TWIP são a formação de vazios microestruturais e trincas por liquação na região do contorno de grão dos aços na zona termicamente afetada (ZTA).

Cornette (2005) realizou um teste comparativo entre aços automotivos para analisar suas faixas de corrente de soldagem e observou que o TWIP representa o aço de menor faixa, porém a resistência da solda homogênea obtida era tão boa quanto dos outros metais analisados. Porém raramente será utilizada a soldagem homogênea em chassis de carro, pois esse processo irá unir duas chapas de composições diferentes. Contudo é importante que a largura da faixa de corrente utilizada na soldagem seja mais larga e se sobreponha ao dos outros AHSS que serão utilizados no BIW. Cooman (2011) afirma que a adição de Al na composição química pode diminuir ainda mais a faixa de corrente de soldagem em aços TWIP. Saha (2012) confirmou esse efeito em um aço TWIP Fe-18Mn-1,5Al-0,6C, ao observar a formação de trincas de liquação em baixas correntes de soldagem (5 kA). Porém a resistência da solda não foi muito afetada, e não houve formação de fases ferríticas ou martensíticas na ZTA.

Em seu estudo em 2011, Cooman já tinha conhecimento que alguns estudos estavam em andamento para melhorar a soldabilidade do TWIP e reduzir os defeitos na região da solda. O crescimento de grão pelo aquecimento da ZTA é um dos defeitos de soldagem. Neu *et al* (2013) sugeriram uma possível alteração na composição do TWIP, incluindo algum elemento microligante que gerasse a formação de um precipitado na ZTA e zona de fusão que dificultasse o crescimento de grão. Em relação ao processo em si, a soldagem pode gerar menos defeitos se for infundido menos energia instantânea (ou calor) na solda (NEU *et al*, 2013; YU, 2014). Yu (2014) consegue melhorar a soldabilidade do TWIP e aumentar a faixa de corrente de soldagem através de ajustes na técnica.

Pouco se sabe sobre a soldabilidade do TWIP até o presente momento, mas Keller (2017) indica o recobrimento de Zn como um fator que auxilia na soldagem para aços automobilísticos em geral pela formação de uma camada de liga Fe-Zn de ótima soldabilidade.

6.4 Fabricação e disponibilidade de Aços TWIP no mercado

A fabricação de aços TWIP tendem a ser de grande custo pelos controles e adição de elementos de liga que encarecem ainda mais o processo, como o alumínio e o manganês (COOMAN, 2011). Segundo Elliot *et al* (2018), a China é o maior produtor de ligas de

manganês representando 50% em escala mundial. Entre tais estão as ligas MnSi e FeMn que são utilizadas na fabricação do TWIP. Dentre todas as ligas de manganês, 90% é aplicada em acerto de composição de ligas de aço (ELLIOT *et al*, 2018).

No início da produção em escala industrial, a fabricação do TWIP passou por dificuldades técnicas para manter o controle acentuado da composição e propriedades da liga. Décadas depois a empresa Posco mostrou que chapas desse aço poderiam ser produzidas na mesma planta industrial que aços ferríticos de baixo carbono (COOMAN, 2011) pelo processo de lingotamento contínuo, com alguns cuidados e controle de condições de trabalho específicos. Duas das condições que devem ser tomadas durante a fabricação é o pré-aquecimento da liga ferrosa até sua fusão antes do acerto de composição e a adição dos elementos de liga na forma fundida durante o lingotamento, evitando defeitos de excessiva oxidação e formação de trincas no lingote. A formação de óxidos na superfície do lingote durante o processo de re-aquecimento deve ser controlada, de forma que não ocorra a oxidação nos contornos de grãos internos, evitando defeitos superficiais tais como trincas nas bordas da chapa ainda quente (COOMAN, 2011).

As reduções por laminação a quente nas chapas são discretamente limitadas por conta do caráter endurecedor do TWIP. Durante o segundo passo de laminação a quente na produção em escala piloto de Zorzi (2014), foram encontrados os defeitos de trincas nas bordas e espessa camada de carepa. Portanto após a laminação, recomenda-se um recozimento para recristalização. Cooman (2011) infere que durante o recozimento o TWIP deve ser submetido a 560°C por 10³ segundos e a 630°C por 10 segundos. Ao fim do processo de produção da chapa metálica recomenda-se também aplicar um revestimento de Zn por deposição eletrolítica ou galvanização por imersão a quente. Segundo Bouazis *et al* (2011) esse recobrimento é aplicado para melhorar a resistência à corrosão da liga. O TWIP disponibilizado após o término da fabricação pode ser laminado a frio (endurecido) ou recristalizado.

Para que o custo da produção da liga estudada no presente trabalho seja reduzido é necessário que a produção de ligas de manganês aplicadas na composição do TWIP, e o próprio minério de manganês sejam barateados (ELLIOT *et al*, 2018). Se de alguma forma essas reduções em custo forem atingidas presume-se que a produção do TWIP será aumentada e sua presença será muito maior em estudos e aplicações automobilísticas.

Cees Ten Broek, diretor da World Auto Steel, explicou em entrevista para a revista Azo Materials que para cada componente do BIW emprega-se um metal de propriedades mais

adequadas para a aplicação. O TWIP e os demais aços avançados de alta resistência AHSS são o futuro da indústria automobilística ao passo que é possível ter a redução de até 39% do peso dos carros produzido com BIW compostos inteiramente com tais materiais. Além disso, os aços são materiais que podem ser totalmente reciclados sem perder suas propriedades originais, tornando-os mais atrativos para a indústria automobilística no aspecto ambiental.

Segundo a revista *Assembly* a prioridade da indústria automobilística hoje é a redução do peso. Para atingir esse objetivo a aplicação de materiais como ligas de alumínio, ligas de magnésio, compósitos de fibra de carbono e de vidro, polímeros, e AHSS estão já em vigor por grandes marcas como a General Motors e Ford. Desde 2016, a General Motors já lançou 14 modelos de carros com a aplicação desses materiais atingindo uma média de redução de 160kg por automóvel. Além das montadoras, grandes empresas do aço como a ArcelorMittal e a U.S. Steel estão investindo intensamente na produção de AHSS, segundo artigo publicado pela revista digital *Forbes*.

Em consulta ao catálogo disponibilizado pela U.S. Steel não se encontra menção a nenhum aço TWIP. Contudo, em catálogos de outras multinacionais como a ThyssenKrupp, tem-se a disposição dois tipos de aços TWIP a serem comercializados variando seu limite de escoamento de 300 a 750 MPa e resistência a tração máxima de 750 a 1000 MPa. A empresa descreve o aço como um produto de alta capacidade de endurecimento através de processos de conformação e elevada conformabilidade combinada com alta resistência a tração. A Posco, primeira empresa a produzir o TWIP em escala comercial (ELLIOTT *et al*, 2018), também tem a liga a disposição com o diferencial de resistência a fratura retardada ou *delayed fracture*, indicando a presença de Al em sua composição como já discutido anteriormente.

Comparando o TWIP com muitos dos aços classificados como AHSS percebia-se muitas vantagens e propriedades superiores, mas mesmo assim o aço TWIP não tinha grande participação na composição de BIW. No projeto *Future Steel Vehicle* (FSV) promovido pela World Auto Steel, o uso do aço TWIP em chassis automotivos era em porcentagens mínimas de 2,3%. A sua aplicação era limitada apenas nas torres de amortecedores e caixa de roda. Em muitos estudos recentes sobre aços AHSS, o TWIP não é mencionado ou é brevemente citado. Entretanto no guia de aplicações publicado em 2017 pela própria World Auto Steel, são apresentadas 5 ligas de aço TWIP com suas aplicações no BIW ampliadas. As tais estão apresentadas na Tabela 3 a seguir, onde na nomenclatura o primeiro valor representa o limite de escoamento e o segundo a resistência a tração máxima do material. As composições dos aços são desconhecidas.

Tabela 3 - Aços TWIP atualmente aplicadas na indústria automobilística.

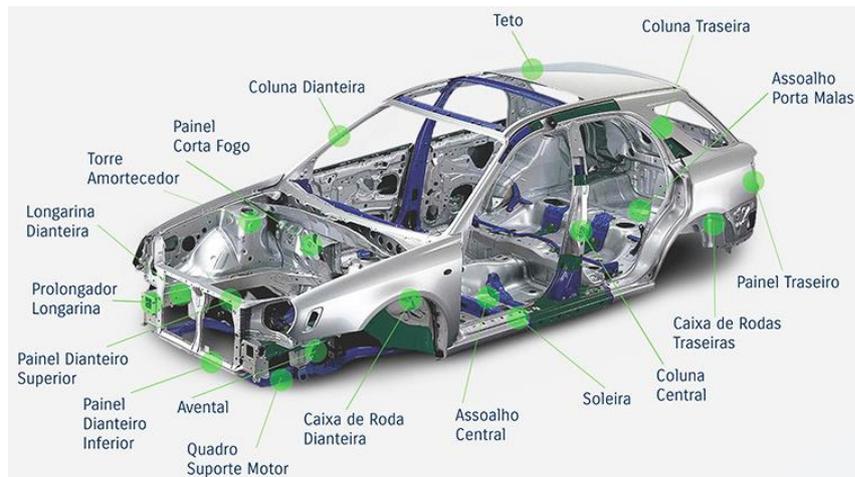
Liga	Aplicação
TWIP 500/900	Coluna A, Apoio central da roda
TWIP 500/980	Colunas dianteiras e traseiras, Coluna B
TWIP 600/900	Apoio central da roda, membro cruzado do assoalho
TWIP 750/1000	Coluna de impacto da porta
TWIP 950/1200	Coluna de impacto da porta

Fonte: KEELER, 2017.

A empresa Bao Steel, uma das maiores siderúrgicas chinesas, dispõe atualmente de uma liga de aço TWIP de limite de escoamento de 450 a 600 MPa, resistência a tração superior a 950 MPa, alongação de 50% e coeficiente de endurecimento $n \geq 0,35$. No catálogo publicado em 2018, é informado que o TWIP disponibilizado é encruado (*cold rolled*) e exibe uma combinação de ultraelevadas resistência e conformabilidade, o que o torna adequado para aplicações na produção de partes estruturais e de segurança de automóveis, e peças de geometrias complexas. Esse fabricante também aconselha a aplicação do TWIP na coluna B ou coluna central, por ser um componente que necessita de grande resistência mecânica uma vez que é responsável por proteger o motorista de colisões laterais. Os componentes de um chassi de automóveis são apresentados na Figura 41.

No Brasil o aço TWIP ainda não é muito conhecido ou não despertou interesse em grandes siderúrgicas como a Usiminas. O trabalho de Zorzi foi realizado em parceria com essa empresa e mesmo após esse estudo o TWIP não compôs o catálogo de aços disponibilizados pela empresa, apenas a liga de aço TRIP.

Figura 41 - Chassi de um automóvel.



Fonte: Disponível em <<https://primeiravisaovistoria.com.br/vistoria-cautelar/>> Acesso em 23/10/2018.

Foram consultados os catálogos de algumas siderúrgicas que compõem o Instituto Aço Brasil: Aperam, ArcelorMittal, CSN, CSP, Gerdau, Villares Metals, Usiminas e Vallourec. Em nenhum dos catálogos consta o aço TWIP, e em contato com a empresa Aperam, a Engenheira de Aplicações informou que não tinha a disponibilidade da liga e nem tinha conhecimento de nenhuma empresa brasileira que teria esse material. A mesma resposta negativa foi dada pela Usiminas. As outras empresas não deram retorno, mas já é possível perceber que no mercado nacional o TWIP ainda não ganhou espaço para as aplicações automobilísticas. Talvez com o avanço tecnológico no Brasil, o TWIP poderá despertar interesse na indústria automobilística nacional.

7 CONSIDERAÇÕES FINAIS

- As propriedades do TWIP são totalmente influenciadas pela maclação mecânica – mecanismo de deformação característico desse aço. A ocorrência desse mecanismo é garantida pelo controle dos valores de EFE que podem variar de 14 a 40 $\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$. Deste modo tudo que afeta a EFE influi também nas propriedades do TWIP.
- A composição do TWIP visa garantir 3 parâmetros: estabilização da austenita em condições ambiente, resistência mecânica por solução sólida, e controle da EFE. Tudo para que a maclação mecânica seja presente durante a deformação do material.
- Além da composição do material, as propriedades do TWIP podem ser ajustadas com tamanho de grão e pré-encruamento para uma dada aplicação. O TWIP pode chegar a uma resistência máxima a tração de engenharia de até 1930 MPa ou deformação máxima de até 90%.
- A temperatura é um dos fatores externos de alteram os valores de EFE. Acima da temperatura ambiente há um acréscimo na EFE e a maclação mecânica é prejudicada, reduzindo propriedades de alongação e resistência do material. Em baixas temperaturas a maclação mecânica é antecipada reduzindo o estágio de deformação por puro deslizamento de discordâncias, reduzindo a plasticidade do TWIP porém com ganho em resistência.
- O TWIP tem uma sensibilidade negativa em relação a taxa de deformação. Ao se aumentar a taxa de deformação, a alongação máxima e a resistência a tensão máxima são reduzidas. Porém mesmo assim o TWIP apresenta excelentes propriedades quando submetido a tais condições de deformação, não sendo excluído de aplicações em componentes de segurança no BIW.
- A processabilidade do TWIP é excelente no que se trata de conformabilidade, porém é necessária cautela nos parâmetros de soldagem para que sejam evitados defeitos na ZTA. Mesmo assim o aço TWIP é considerado um aço de boa soldabilidade.
- Apesar de muitos trabalhos voltados à aços automobilísticos não mencionarem o aço TWIP, o interesse dos cientistas ainda existe pois até hoje ainda são publicados estudos sobre esse material.
- Esse aço tem grande potencial tecnológico, porém ainda hoje representa uma pequena parcela da aplicação na indústria automobilística. Isso se deve pelo alto custo de produção dessa liga. Portanto recomenda-se em futuros trabalhos, a pesquisa de novas

possibilidades de barateamento da fabricação do TWIP e aplicações tecnológicas alternativas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ARAÚJO, M. R.; NAVEIRO, R. M. **Desenvolvimento de novos materiais e novos produtos na indústria automobilística**. Rio de Janeiro: 1999.

ASKELAND, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Essentials of Materials Science and Engineering**. 2ª ed. United States: Cengage Learning, 2009.

BARBIER, D.; GEY, N.; ALLAIN, S.; BOZZOLO, N.; HUMBERT, M. **Analysis of the tensile behavior of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions**. *Materials Science and Engineering A*, v. 500, p. 196-206, 2009.

BOUAZIS, O.; ALLAIN, S.; SCOTT, C. P.; CUGY, P.; BARBIER, D. **High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships**. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, v. 15, p. 141–168, 2011.

BRACKE, L.; VERBEKEN, K.; KESTENS, L.; **Texture generation and implications in TWIP steels**. *Scripta Materialia*, v. 66, p. 2007-1011, 2012.

CALLISTER, W. /.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 8ª ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CORNETTE, D.; CUGY, P.; HILDEBRAND, A.; BOUZEKRI, M.; LOVATO, G. **Ultra High Strength FeMn TWIP Steels for automotive safety parts**. *La Revue de Métallurgie*, 12, 905-918, França, 2005.

COOMAN, B. C.; CHIN, K. G.; KIM, J. **High Mn TWIP Steels for Automotive Application**. *New Trends and Developments in Automotive System Engineerin*, p. 101-128, 2011.

COOMAN B. C.; KWON, O.; CHIN, K. G. **State-of-the-knowledge on TWIP Steel**. Materials Science and Technology, vol. 28, n. 5, p. 513-527, 2012.

COOMAN, B. C.; ESTRIN, Y.; KIM, S. K. **Twinning-induced plasticity (TWIP) steels**. Acta Materialia, v. 142, p. 283-362, 2018.

CURÀ, F.; MATTEIS, P; SCAVINO, G.; SESANA, R. **Experimental analysis of the Portevin Le Chatelier effect by means of full field non contact techniques**. EDP Sciences, Itália, 2010.

CURTZE, S.; KUOKKALA, V. T. **Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stracking fault energy, temperature and strain rate**. Acta Materialia, v. 58, p. 5129-5141, 2010.

ELLIOT, R.; COLEY, K.; MOSTAGHEL, S.; BARATI, M. **Review of Manganese Processing for Production of TRIP/TWIP Steels, Part 1: Current Practice and Processing Fundamental**. JOM, v. 70, n. 5, p. 680-690 2018.

GRASSEL, O.; KRUGER, L.; FROMMEYER, G.; MEYER, L. W. **High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application**. International Journal of Plasticity, vol. 16, p. 1391-1409. Germany, 2000.

GRASSEL, O.; FROMMEYER, G.; DERDER, C.; HOFMANN, H. **Phase transformation and mechanical properties of Fe–Mn–Si–Al TRIP-steels**. Journal de Physique IV Colloque, 1997, 07 (C5), pp.C5-383-C5-388.

GUTIERREZ, I; ZAEFFERER, S; RAABE, D. **The effect of grain size and grain orientation twinning in a Fe–22wt.% Mn–0,6 wt.%C TWIP steel.** *Materials Science and Engineering A*, v. 527, p. 3552-3560, 2010.

GUTIERREZ, I; ZAEFFERER, S; RAABE, D. **Dislocation and twin substructure evolution during strain hardening on a Fe–22wt.% Mn–0,6 wt.%C TWIP steel observed by electron channeling contrast imaging.** *Acta Materialia*, v. 59, p. 6449–6462, 2011.

HAYDEN, H.W.; MOFFATT, W.G.; WULFF, J. **The Structure and Properties of Materials: Vol. III Mechanical Behavior**, Wiley, New York, 1965.

HERTZBERG, R. W.; VINCI, R. P.; HERTZBERG, J. L. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials.** 5^a edição. Nova Iorque: John Wiley & Sons, 2013.

JEONG, K.; JIN, E. J.; JUNG, Y. S.; KANG, S.; LEE, Y. K. **The effects of Si on the mechanical twinning and strain hardening of Fe-18Mn-0,6C twinning-induced plasticity steel.** *Acta Materialia*, p. 3399–3410, 2013.

JIN, E. J.; LEE, Y. K. **Effects of Al on microstructure and tensile properties of C-bearing high Mn TWIP steel.** *Acta Materialia*, 60(4), p. 1680-1688, 2012.

KEELER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. **Advanced High-Strength Steels Application Guidelines.** 6^a ed. United States: WorldAutoSteel, 2017.

KIM, J. K.; KWON, M. H., COOMAN, B. C. **On the deformation twinning mechanisms in twinning-induced plasticity steel.** *Acta Materialia*, v. 141, p. 444-455, 2017.

KUZIĄK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. **Advanced high strength steels for automotive industry**. Archives Of Civil And Mechanical Engineering, v. 8, p. 103-117, 2008.

LIANG, Z. Y.; WANG, X.; HUANG, W.; HUANG, M. X. **Strain rate sensitivity and evolution of dislocations and twins in a tinning-induced plasticity steel**. Acta Materialia, v. 88, p. 170–179, 2015.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. 2ª ed. Cambridge, United States. Cambridge University Press, 2009.

MOURÃO, M. B. *et al.* **Introdução a Siderurgia**. Coleção Metalurgia, Materiais e Mineração, vol. 2. Editora ABM, 2007.

NEU, R. W., **Performance and Characterization of TWIP Steels for Automotive Applications**. Materials Performance and Characterization, vol. 2, n. 1, p. 244-284, 2013.

PLA-FERNANDO, R., *et al.* **Aços TWIP/TRIP são tendência na indústria automotiva**. Revista Corte e Conformação de Metais, 2013.

PELLICCIONE, A. S.; MORAES, M. F.; GALÃO, J. L.; MELLO, L. A.; SILVA E. S. **Análise De Falhas Em Equipamentos De Processo: Mecanismos De Danos E Casos Práticos**. 2ª ed. São Paulo: Editora Interciência, 2014.

RADWANSKI, K.; WROZYNA, A.; KUZIĄK, R. **Role of the advanced microstructures characterization in modeling of mechanical properties of AHSS steels**. Materials Science & Engineering, v. 639, p. 567-574, 2015.

SAHA, D. C.; HAN, S.; CHIN, K. G.; CHOI, I; PARK, Y. **Weldability Evaluation and Microstructure Analysis of Resistance-Spot-Welded High-Mn Steel in Automotive Application.** Steel Research International, v. 83, n. 4, 2012.

SHEN, Y. F.; JIA, N.; MISRA, R. D.; ZUO, L. **Softening behavior by excessive twinning and adiabatic heating at high strain rate in a Fe–20Mn–0.6C TWIP steel.** Acta Materialia, v. 103, p. 229-242, 2016.

SILVA, A. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais.** 2ª ed. São Paulo: Editora Edgard Blucher, 2006.

SO, K. H.; KIM, J. S.; CHUN, Y. S.; PARK, K. T.; LEE, Y. K.; LEE C. S. **Hydrogen Delayed Fracture Properties and Internal Hydrogen Behavior of a Fe–18Mn–1.5Al–0.6C TWIP Steel.** ISIJ International, v. 49, p. 1952–1959, 2009.

TAMARELLI, C. M. **AHSS 101: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications.** Steel Market Institute. Michigan, 2011.

TAYLOR, J. L. **Dicionário Metalúrgico: inglês-português, português-inglês.** 2ª ed. São Paulo Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000.

TEWARY, N.; GHOSH, S.; BERA, S., CHAKRABARTI, D.; CHATTERJEE, S. **Influence of cold rolling on microstructure, texture and mechanical properties of low carbon high Mn TWIP steel.** Materials Science & Engineering, v. 615, p. 405-415, 2014.

TIAN, X.; ZHANG, Y. **Effect of Si content on the stracking fault energy in γ -Fe-Mn-S-C alloys: Part I. X-ray diffraction line profile analysis.** Materials Science & Engineering, v. 526, p. 73-77, 2009

UEJI, R.; TSICHIDA, N.; TERADA, D.; TSUJI, N.; TANAKA, Y.; TAKEMURA, A.; KUNISHIGE, K. **Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure**. Scripta Materialia, v. 59, p. 963-966, 2008.

VERCAMMEN, S.; BLANPAIN, B.; COOMAN B. C.; WOLLANTS P. **Cold Rolling Behavior of an Austenitic Fe-30Mn-3Al-3Si TWIP-Steel: the importance of deformation twinning**. Acta Materialia, v. 52, p. 2005-2012, 2004.

VIGILANTE, G.; HESPOS, M.; BARTOLUCCI, S. **Evaluation of Flash Bainite in 4130 Steel** Armament Research, Development And Engineering Center, Relatório Técnico. Julho, 2011.

YU, J.; CHOI, D.; RHEE, S. **Improvement of Weldability of 1 GPa Grade Twin-Induced Plasticity Steel**. Welding Journal, v. 93, p. 78-84, 2014.

ZORZI, J. C. de. S. **Avaliação do Processamento de Aço TRIP-TWIP em Escala Piloto**. 2014. 119 f. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, 2014.

ZUIDEMA, B. K.; SUBRAMANYAM, D. K.; LESLIE, W. C. **The effect of aluminum on the work hardening and wear resistance of hadfield manganese steel**. Metallurgical Transactions A, v. 18, p.1629-1639, 1987.

Trends In Steel Usage In The Automotive Industry. Revista digital Forbes. Disponível em <<https://www.forbes.com/sites/greatspeculations/2015/05/20/trends-in-steel-usage-in-the-automotive-industry/#49a7e5571476>>. Acesso em 21/10/2018.

Lightweighting Is Top Priority for Automotive Industry. Revista digital Assembly. Disponível em <<https://www.assemblymag.com/articles/94341-lightweighting-is-top-priority-for-automotive-industry>>. Acesso em 21/10/2018.

The Future Of Steel In The Automotive Industry - An Interview with Cees ten Broek. Revista digital Azo Materials. Disponível em:
<<https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=10538>>. Acesso em 21/10/2018.

Catálogo Bao Steel International. Publicado em 2018. Disponível em:
<<http://ecommerce.ibaosteel.com/portal/download/manual/AHSS-Automotive-En.pdf>>.
Acesso em 22/10/2018.

Fichas técnicas aços TWIP – ThyssenKrupp. Disponível em: <<https://www.thyssenkrupp-steel.com/en/products/precision-steel-strip/product-details/twip-and-trip-steel/>>. Acesso em 23/10/2018.

Fichas técnicas aços AHSS – Posco. Disponível em:
<<http://www.posco.com/homepage/docs/eng6/jsp/product/s91p10001101.jsp?seq=26>>.
Acesso em 23/10/2018.

Catálogo Usiminas. Disponível em: <<https://www.usiminas.com/wp-content/uploads/2013/11/us-0073-15b-laminados-a-frio.pdf>> Acesso em 25/10/2018.

Catálogos Villares Metals. Disponível em:
<<http://www.villaresmetals.com.br/villares/pt/Downloadas>>. Acesso em 25/10/2018.

Terminologia de Soldagem. Disponível em:

<<http://cdccursos.com.br/mdl/mod/glossary/view.php?id=28&mode=&hook=ALL&sortkey=&sortorder=&fullsearch=0&page=11>> Acesso em 30/11/2018.