UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS

**ESTUDO DA MICROESTRUTURA E
RESISTÊNCIA AO IMPACTO NA ZAC,
EM QUATRO DIFERENTES APORTES DE
CALOR, COM E SEM ALÍVIO DE TENSÕES,
EM AÇO DE RESISTÊNCIA AMBIENTAL.**

DEDALUS - Acervo - EESC

31100013568

ENG^a. MARGARETE APARECIDA LEME ANDRADE

Dissertação apresentada a Área Interunidades em Ciências e Engenharia de Materiais da E.E.S.C., I.F.S.C. e I.Q.S.C., Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção de Título de Mestre em Ciência e Engenharia dos Materiais.

ORIENTADOR: Prof. Assoc. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes

São Carlos
1998

Class.	TESE
Cutl.	03/15
Tombo	

at 0982528

**Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca - EESC-USP**

A553e

Andrade, Margarete Aparecida Leme

Estudo da microestrutura e resistência ao impacto na ZAC, em quatro diferentes aportes de calor, com e sem alívio de tensões, em aço de resistência ambiental / Margarete Aparecida Leme Andrade. -- São Carlos, 1998.

Dissertação (Mestrado). -- Área Interunidades EESC, IQSC e IFSC, Universidade de São Paulo, 1998.

Área: Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes.

1. Aços ARBL. 2. Soldagem a arco submerso. 3. ZAC. 4. Microestruturas. 5. Resistência ao impacto. I. Título.

AGRADECIMENTOS

Á Deus por ter me dado saúde e serenidade para realizar este trabalho.

Ao professor Assoc. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes pelo apoio, estímulo, ensinamentos e orientação;

Á minha filha Paula Thais que soube compreender, todas as vezes que não lhe dei atenção ou que não estive ao seu lado;

Ao meu esposo Paulo, meus pais e meus familiares, pelo estímulo, incentivo, "torcida" e incansável compreensão;

Aos funcionários Alexandre, Eliete, Elza, Regina, Ivani, e Vladerez;

Aos técnicos Alberto, João, Pedro, Silvano e Eliezer;

Aos professores e colegas do Departamento de Materiais - EESC - USP-São Carlos;

Ao Sr. Luis Adalberto Penazzi, chefe da Oficina Mecânica da EESC-USP-São Carlos;

Aos amigos Graça, Neysinho, Gilberto, Marcinha, Décio, Claudinei, Rosa, Eduardo, Mauro e Flora.

Aos amigos Otávio, João Ramos, Ricardo e Acácio, pela ajuda, dedicação, "torcida", estímulo, e colaboração

À empresa Rolamentos Schaeffler do Brasil Ltda pela
colaboração prestada durante a medição das durezas dos corpos de prova;

Laboratório de Microscopia Eletrônica e Microanálise por
EDX/EDS do Instituto de Física e Química de São Carlos - USP, na pessoa
do Engº. Marcelo de Assumpção Pereira da Silva;

Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S/A - USIMINAS;

Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo
(FAPESP) - Proc. nº. 1995/9788 - 0;

Conselho Nacional de Pesquisa e Desenvolvimento Científico
(CNPq) - Proc. nº. 524456/96 - 8 (NV).

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	i
LISTA DE TABELAS.....	v
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	vii
LISTA DE SÍMBOLOS.....	x
RESUMO.....	xi
ABSTRACT.....	xii
1 - INTRODUÇÃO.....	1
2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	
2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL).....	3
2.2 Soldagem por Arco Submerso.....	5
2.3 Zona Térmicamente Afetada pelo Calor.....	8
2.3.1 Propriedades Mecânicas da ZAC.....	9
2.3.2 Tratamentos Térmico Pós Soldagem.....	13
2.3.3 Região Totalmente Transformada da ZAC.....	15
2.3.4 Trinca pelo H.....	17
2.3.5 Microestruturas da ZAC.....	18
2.3.6 Fatores controladores da tenacidade da ZAC.....	17
2.3.7 Fatores controladores da tenacidade ZAC.....	24
2.4 Influência dos elementos de liga sobre a tenacidade.....	35
3 - MATERIAIS E MÉTODOS	
3.1 Materiais.....	43
3.2 Métodos.....	44
3.2.1 Composição Química.....	47
3.2.2 Análise Metalográfica.....	47
3.2.2.1 Preparação do corpo de prova para macrografia.....	48
3.2.2.2 Análise Micrográfica.....	49
3.2.3 Ensaios Mecânicos.....	50
3.2.3.1 Ensaios de Dureza.....	50
3.2.3.2 Ensaio de Impacto Charpy.....	52
3.2.3.3 Análise da Fratura.....	56

4 - RESULTADOS

4.1 Cálculo do Carbono Equivalente.....	57
4.2 Exames Metalográficos.....	57
4.2.1 Exames Macrográficos.....	57
4.2.2 Exame Micrográfico.....	62
4.3 Ensaios Mecânicos.....	69
4.3.1 Ensaios de Dureza Vickers.....	69
4.3.2 Ensaio de Impacto.....	72
4.4 Fratografia.....	74

5 - DISCUSSÃO

5.1 Análise das soldas.....	81
5.2 Análise microestrutural na região de granulação grosseira da ZAC.....	84
5.3 Fatores que determinam as propriedades e características das soldas.....	87
5.3.1 Análise da dureza.....	87
5.3.2 Análise da Resistência ao Impacto.....	91
5.3.3 Análise do tempo de resfriamento e do Limite de Escoamento com relação ao CE_{II} e das medidas de durezas.....	96
5.3.3.1 Variação dos aportes de calor com o $\Delta t_{8/5}$	99
5.3.3.2 Variação dos aportes de calor com o σ_E	101

6. CONCLUSÕES.....	103
--------------------	-----

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	105
--	-----

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	106
------------------------------------	-----

LISTA DE FIGURAS

Figura 01 - Dimensões do chanfro da chapa base.....	45
Figura 02 - Representação da ZAC na solda.....	49
Figura 03 - Medida de dureza realizada na região de granulação grosseira da ZAC.....	51
Figura 04 - Localização do entalhe no corpo de prova Charpy.....	53
Figura 05 - Macrografia dos corpos de prova entalhados na ZAC, (a) para o aporte 1, (b) para o aporte 2.....	54
Figura 06 - Macrografia dos corpos de provas entalhados na ZAC, (c) para o aporte 3 e (d) para o aporte 4.....	55
Figura 07 - Macrografia da solda (a) para o aporte de calor 1.....	58
Figura 08 - Macrografia da solda (b) para o aporte de calor 2.....	59
Figura 09 - Macrografia da solda (c) para o aporte de calor 3.....	60
Figura 10 - Macrografia da solda (d) para o aporte de calor 4.....	61
Figura 11 - Microestrutura da chapa base sem tratamento.....	62
Figura 12 - Microestrutura da chapa base com tratamento.....	63

Figura 13 - Microestrutura da região grosseira da ZAC para a solda 1, sem tratamento.....	64
Figura 14 - Microestrutura da região grosseira da ZAC para a solda 2, sem tratamento.....	64
Figura 15 - Microestrutura da região grosseira da ZAC para a solda 3, sem tratamento.....	65
Figura 16 - Microestrutura da região grosseira da ZAC para a solda 4, sem tratamento.....	65
Figura 17 - Microestrutura da região grosseira da ZAC para a solda 1, com tratamento.....	66
Figura 18 - Microestrutura da região grosseira da ZAC para a solda 2, com tratamento.....	67
Figura 19 - Microestrutura da região grosseira da ZAC para a solda 3, com tratamento.....	67
Figura 20 - Microestrutura da região grosseira da ZAC para a solda 4, com tratamento.....	68
Figura 21- Fratografia da chapa base sem tratamento, medido a -25°C	74
Figura 22 - Fratografia da chapa base sem tratamento, medido a -10°C	75
Figura 23 - Fratografia da chapa base com tratamento, medido a -25°C	75
Figura 24 - Fratografia da chapa base com tratamento, medido a -10°C	76
Figura 25 - Fratografia da solda 1 sem tratamento, medido a -25°C.....	75

Figura 26 -	Fratografia da solda 1 sem tratamento, medido a -10°C.....	77
Figura 27 -	Fratografia da solda 1 com tratamento, medido a -25°C.....	77
Figura 28 -	Fratografia da solda 1 com tratamento, medido a -10°C.....	78
Figura 29 -	Fratografia da solda 4 sem tratamento, medido a -25°C.....	78
Figura 30 -	Fratografia da solda 4 sem tratamento, medido á -10°C.....	79
Figura 31 -	Fratografia da solda 4 com tratamento, medido á -25°C	79
Figura 32 -	Fratografia da solda 4 com tratamento, medido á -10°C.....	80
Figura 33 -	Gráfico entre o aporte de calor e a área média da ZAC.....	82
Figura 34 -	Análise entre o aporte de calor e a largura da ZAC.....	83
Figura 35 -	Análise do aporte de calor e médias das durezas da ZAC...	89
Figura 36 -	Análise do aporte de calor e as médias das energias absorvidas a -25°C e -10°C, na condição de soldado.....	91
Figura 37 -	Análise do aporte de calor e as médias das energias absorvidas a -25°C.....	93
Figura 38 -	Correlação entre o aporte de calor e as médias das energias absorvidas a -10°C.....	95
Figura 39 -	Análise das durezas e Limite de Escoamento, a partir o CE_{II} e $\Delta t_{8/5}$ KLUKEN et al. (1992).....	98

Figura 40 -	Análise do tempo de resfriamento e o aporte de calor.....	99
Figura 41 -	Análise do Limite de Escoamento e o aporte de calor.....	102

LISTA DE TABELAS

Tabela 01 - Composição química do fluxo OP - 121 - TT.....	43
Tabela 02 - Composição química da chapa base e do eletrodo.....	44
Tabela 03 - Condição de soldagem.....	45
Tabela 04 - Área da ZAC.....	57
Tabela 05 - Dureza dos corpos de prova sem tratamento, na região de granulação grosseira da ZAC.....	69
Tabela 06 - Dureza dos corpos de prova com tratamento, na região de granulação grosseira da ZAC.....	70
Tabela 07 - Média parcial das durezas na região da granulação grosseira da ZAC.....	71
Tabela 08 - Resultados do ensaio de impacto á -25°C com e sem tratamento térmico.....	72
Tabela 09 - Resultados do ensaio de impacto á -25°C com e sem tratamento para a chapa base.....	73
Tabela 10 - Resultados do ensaio de impacto á -10°C com e sem tratamento térmico.....	73

Tabela 11 - Resultados do ensaio de impacto a -10°C com e sem tratamento da chapa base.....	74
Tabela 12 - Variação do aporte de calor com relação á área da ZAC.....	82
Tabela 13 - Variação do aporte de calor com relação á largura da ZAC.....	83
Tabela 14 - Variação entre o aporte de calor e a dureza na condição como soldado e como tratado.....	89
Tabela 15 - Variações entre o aporte de calor e as energias absorvidas medidas a -25° e -10°C.....	91
Tabela 16 - Variações entre o aporte de calor e as energias absorvidas medidas a -25°C.....	93
Tabela 17 - Variações entre o aporte de calor e as energias absorvidas medidas a -10°C.....	95
Tabela 18 - Variação do aporte de calor com o tempo de resfriamento.....	98
Tabela 19 - Variação do aporte de calor com o limite de escoamento.....	101

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

al.	outros
AlN	Nitreto de Alumínio
ARBL	Aço alta resistência e baixa liga
ASTM	<i>American Society of Mechanical Engineers</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
B	Boro
B _s	Temperatura de início de formação da Bainita
C	Carbono
Ca	Cálcio
CCC	Sistema cúbico de corpo centrado
CCT	<i>Continuous cooling transformation</i>
Cr	Cromo
CSP	placas laterais de ferrita grosseira
CTOD	Crack tip opening displacement
Cu	Cobre
Doc.	Documento
FA	Ferrita Acicular
FC	agregado de ferrita e carbeto
Fe	ferro
Fe ₃ C	carbeto de ferro
FP	Ferrita primária

FP(G)	Ferrita primária de contorno de grão
FP(I)	Ferrita primária intragranular
FS	Ferrita com segunda fase
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada
FS(B)	Bainita
FS(LB)	Bainita inferior
FS - M	Ferrita com segunda fase e martensita
FS(NA)	Ferrita com segunda fase não alinhada
FS(SP)	Ferrita de Widmanstätten
FS(SPI)	Ferrita de Widmanstätten intragranular
FS(UB)	Bainita superior
H	Hidrogênio
HNO ₃	Ácido Nítrico
M(L)	Martensita em ripas
M(R)	Martensita revenida
M(T)	Martensita geminada
M-A-C	Martensita / austenita/carbetos
M/A	Martensita / austenita
Mn	Manganês
MnS	Sulfeto de Manganês
Mo	Molibdênio
Nb	Nióbio
NbC	Carbeto de Nióbio
Ni	Níquel
O	Oxigênio

P	Perlita
p.	página
ppm	parte por milhão
S	Enxofre
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
Si	Silício
T	Temperatura
t	tempo
Ti	Titânio
TTAT	Tratamento Térmico de alívio de tensões
TTPS	Tratamento Térmico pós soldagem
V	Vanádio
ZAC	Zona afetada pelo calor
Zr	Zircônio

LISTA DE SÍMBOLOS

γ	campo austenítico do diagrama Fe-Fe ₃ C
α	campo ferrítico do diagrama Fe-Fe ₃ C
σ_T	resistência á tração
σ_E	limite de escoamento
σ_R	limite de resistência
ε_f	deformação verdadeira na fratura
μ	eficiência de arco
σ_r	limite de resistência
$\Delta H_{\text{máx}}$	redução de dureza
$\Delta t_{8/5}$	tempo de resfriamento de 800° á 500°C
B_s	temperatura de início de formação da bainita
d	base de reforço da solda
$H_{\text{máx}}$	dureza máxima
HV_{10}	dureza Vickers com carga de 10 kgf
I	corrente de soldagem
K	constante de encruamento
m	expoente de Meyers
M_s	temperatura de início de formação da martensita
P_1	parâmetro Hollomon - Jaffe
V	tensão do arco elétrico
v_s	velocidade de soldagem

RESUMO

Neste trabalho foram estudadas as microestruturas, dureza, e resistência ao impacto em aço alta resistência e baixa liga (ARBL) na ZAC. O processo de soldagem foi por arco submerso, utilizando corrente de 600A, tensão de 25V, velocidade de soldagem de 25,5; 24; 20,94; e 19,5 cm/min. Utilizou-se chapa de aço USI-SAC-50. Os quatro aportes de calor produzidos 3,53; 3,75; 4,24, 4,61 kJ/mm, permitiram variações microestruturais na região de granulação grosseira da ZAC, promovendo variações nas medidas de durezas e nos resultados do ensaio de impacto medido á -25°C e -10°C. Quando realizado o tratamento térmico de alívio de tensões á 580°C por 1 hora, as morfologias das microestruturas e medidas de dureza na região grosseira da ZAC, praticamente foram iguais, independente do aporte de calor. Os resultados do ensaio de impacto realizado á -25°C, com e sem tratamento térmico, não sofreram alterações significativas para os valores das energias absorvidas na ZAC. Já a -10°C a mudança foi mais significativa. O aspecto da morfologia da fratura na região de granulação grosseira da ZAC, após o ensaio de impacto, foi coerente para os quatro aportes de calor utilizados na soldagem.

ABSTRACT

It was studied in this report the microstructure, hardness and impact resistance in High Strength Low Alloyed (HSLA) steel in HAZ. The submerged arc weld metals were made, using current of 600A, arc voltage of 25V and travel speed of 25,5; 20,9; 24; and 19,5 cm/mm. The USI-SAC-50 steel was used in present report. Four different heat input 3,53; 3,75; 4,24 and 4,61 kJ/mm were used to weld, produced significant changes in the coarse heat affected zone (HAZ) microstructure morphology, and this effect promoted changes on the hardness and the impact results at -25°C and -10°C. Using stress relief treatment at 580°C for one hour, has changed the microstructure morphology in the coarse heat affected zone and the hardness measurements becomes quite similar, therefore independent of the heat input. At -25°C the impact results has shown no variations with the stress relief heat treatment. However, there were significant changes in the impact results at -10°C. After the impact test, the aspect of morphology fracture in the coarse heat affected zone (HAZ), was coherent for the four different heat input, were used to weld.

1. INTRODUÇÃO

Historicamente, os aços ARBL foram baseados na correlação entre propriedades e microestrutura. Inicialmente os projetos eram baseados na resistência a ruptura e no seu teor de C, caracterizando baixo custo, baixa tenacidade e baixa soldabilidade. Devido ao desenvolvimento tecnológico, a necessidade de aumentar a soldabilidade e manter a resistência alta, somente foi possível com a diminuição do teor de carbono e o aumento do teor de manganês.

Foi reconhecida a real importância do controle da tenacidade, pois falhas graves nas juntas soldadas eram inevitáveis. Devido ao desenvolvimento tecnológico, os critérios de projetos passaram a dar mais importância ao σ_E . Com relação a composição química, diminuiu-se o teor de C, aumentando-se o teor de Mn e elementos microligantes como Nb, V, Ti, Cu, Ni e Cr. Esses elementos dissolvidos na austenita ou precipitado como carbonitretos, aumentam a temperatura de recristalização e retardam o crescimento do grão austenítico.

Aços assim produzidos vêm sendo utilizados freqüentemente em aplicações como tubulações (oleodutos, gaseodutos), construção naval, construção civil, vasos de pressão etc. e é evidente que a evolução metalúrgica vem ocorrendo, visando atender os requisitos descritos anteriormente, segundo PICKERING, 1978 & WILSON 1988.

O maior estímulo dos fabricantes para o desenvolvimento dos materiais, foi a necessidade de resolver alguns problemas encontrados durante a soldagem, dentro da zona afetada pelo calor e na região de granulação grosseira. Na região da ZAC, nitretos e carbeto crescem, ou tornam-se coalescidos ou são dissolvidos e, o crescimento do grão é

inevitável ocorrer por uma extensão, que depende do tempo de exposição característico do processo de soldagem. Isto afetará as estruturas e propriedades da solda pelo deslocamento da curva CCT por um longo tempo, produzindo FS(SP) ou aumentando a possibilidade do produto de transformação ser FS(B) ou martensita com novas precipitações e distribuição de precipitados. A formação de cada microestrutura pode reduzir a tenacidade ou aumentar o risco de trincamento pelo H.

Certas normas recomendam que algumas estruturas necessitam de tratamento térmico de alívio de tensões para reduzir o risco de trincamento pelo H, reduzindo a dureza e a resistência da ZAC. O processo de soldagem por Arco Submerso, pelo suficiente aporte de calor empregado, provoca auto-revenimento nesta região, não apresentando então, alta dureza. Na presença de precipitados, após o tratamento térmico de alívio de tensões, os mesmos podem se apresentar na forma coalescida e distribuídos homogeneamente, fazendo com que se caracterizem as variações microestruturais e de propriedades.

O presente trabalho tem por objetivo estudar alguns fatores que podem afetar a microestrutura e as propriedades na região térmicamente afetada pelo calor, em aços ARBL, soldados através do processo de arco submerso, utilizando quatro aportes de calor diferentes. Em função disto, pretende-se estudar a variação microestrutural e as propriedades mecânicas de dureza e impacto na região de granulação grosseira.

Dando início à pesquisa, o programa inicial realizará a soldagem utilizando o método a arco submerso, podendo então otimizar as condições de soldagem e limpeza da junta. A seguir será possível então retirar os corpos de prova para posterior análise na condição de soldado, e como tratado térmicamente. O estágio seguinte submeterá os corpos de provas em ambas condições, as avaliações metalográficas, medições de durezas e das propriedades mecânicas de impacto, através do método Charpy.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Os aços ARBL foram desenvolvidos a partir dos aços C-Mn e definidos como sendo os aços que tem σ_E acima de 275 Mpa e adições controladas de elementos microligantes, suficientes para fornecer combinações adequadas de propriedades tais como: resistência, tenacidade, soldabilidade, conformabilidade e resistência ambiental.

Segundo Pickering (1978), o histórico do desenvolvimento destes aços, que operam em condições severas, devem ter inicialmente alto σ_R e alto teor de C, a fim de suportar os esforços a que são submetidos, apresentando baixa soldabilidade, baixa tenacidade e baixo custo. A melhoria da soldabilidade desses aços pode ser obtida pela redução do teor de C e da resistência pelo aumento do teor de Mn e a tenacidade pela redução do número de inclusões no aço.

Os aços ARBL possuem teor de C que varia de 0,03 a 0,28% e os elementos de liga Mn que varia de 0,60 a 1,70% e pequenos percentuais de AL, B, Cr, Ni, Mo, Co, N, Ph, Terras Raras, Si, Ti, V, Zr. A seguir temos um relato sobre as principais influências dos elementos de liga presentes na composição química:

Cu (0,5 %), P (0,10%), Si (0,50%) = melhoram a resistência à corrosão atmosférica;

Mn, Ni, Cr = aumentam a resistência pelo aumento da temperabilidade;

Mn, Ni = diminuem a temperatura de transformação, reduzindo o tamanho dos grãos austeníticos, melhorando a temperatura de transição nos ensaios de impacto;

Cr, Ni = aumentam a resistência à corrosão atmosférica;
Nb, V, Ti, e Al = promovem um endurecimento por precipitação e um alto grau de refinamento da estrutura.

Alguns aspectos importantes sobre a evolução metalúrgica dos aços ARBL:

- 1°. O refinamento do grão austenítico proporcionará em aumento da tenacidade, bem como seu σ_E .
- 2°. Melhorando a soldabilidade, pela redução do CE, a microestrutura da ZAC é controlada através do teor de microligantes que combinado com o C e o N, reprecipitam na ZAC, reduzindo sua tenacidade.
- 3°. Melhorando a tenacidade e formabilidade conseguimos a isotropia da ductilidade. O controle da quantidade e forma das inclusões não metálicas são fundamentais neste aspecto.

VISHNU (1993) mostrou em sua pesquisa, o grande esforço para conseguir o tamanho de grão fino através do processo termomecânico. Devido a alta temperabilidade, após o tratamento térmico foi conseguido a M (R).

C e CE podem ser reduzidos significativamente com relação à susceptibilidade ao trincamento a frio ou ao trincamento induzido pelo H. Com a adição dos elementos microligantes, há a formação de precipitados finos, que agindo como âncoras, inibem o crescimento do grão austenítico e abaixa a energia efetiva do contorno do grão. Devido a temperatura ser alta na ZAC, as partículas precipitadas são dissolvidas, diminuindo as forças de ancoramento e então aumenta o tamanho dos grãos austeníticos. Isto significa que é possível limitar o tamanho de grão grosseiro da ZAC em solda com alto aporte de calor.

É interessante lembrar que uma especificação bem elaborada, não deixará dúvidas com relação ao que se espera e o que se aceita do produto, conduzindo à economia por parte dos fornecedores e dos clientes.

As aplicações dos aços ARBL são direcionadas a: edifícios, pontes, tanques, plataformas marítimas de produção de petróleo, equipamentos industriais, veículos automotores, etc., em que as características principais são: resistência à corrosão atmosférica aliada à boa soldabilidade e resistência mecânica.

2.2 - Soldagem por Arco Submerso

Entre os processos de soldagem por fusão, a Soldagem por Arco Submerso, produz a união de metais pela ação térmica do arco elétrico. O metal de adição é fornecido continuamente pelo eletrodo ou então através de um eletrodo extra ou também por outra adição metálica. O arco elétrico produzido, é protegido por um fluxo granuloso, que cobre totalmente o arco e a poça fundida, protegendo o soldador da radiação luminosa. Apenas parte da energia do arco é utilizada na fusão dos eletrodos, sendo o restante usado para a fusão do fluxo granuloso e das bordas da chapa base, resultando em grande penetração e alta diluição. As desvantagens em se ter uma poça fundida grande são : microestruturas inadequadas, e também uma região maior de granulação grosseira, adjacente a linha de fusão. Como em qualquer processo de arco aberto, o correto estabelecimento e controle das condições de soldagem, são fundamentais para se conseguir a boa qualidade das soldas. O processo utiliza alta corrente (na faixa de 350 a 1200 A), alto aporte de calor (na faixa de 3 a 20 kJ/mm), e proporciona maiores taxas de deposição (na faixa de 7 a 30 kg/h). As principais variáveis do processo que devem ser consideradas são:

1. Corrente de soldagem : controla a taxa de deposição, a penetração e a diluição da chapa base. Com o aumento da corrente e os demais

parâmetros mantidos constantes, obtêm-se maior penetração e maior taxa de deposição.

2. Polaridade: o uso de corrente contínua com polaridade inversa (CC+, eletrodo positivo) é recomendada com o objetivo de se conseguir rápida deposição de passes ou penetração total. A corrente contínua com polaridade direta (CC-, eletrodo negativo) oferece maior taxa de deposição se comparada com aquela de polaridade inversa, apresentando menor penetração.

3. Tensão do arco: determina a forma da seção transversal do cordão e sua aparência externa. Aumentando-se a tensão e os outros parâmetros mantidos constantes, obtêm-se: cordão plano e liso, aumento do consumo de fluxo, redução da porosidade, aumento da sensibilidade as trincas.

4. Velocidade de soldagem: controla o tamanho do cordão e a penetração. Aumentando-se a velocidade e os outros parâmetros sendo mantidos constantes, obtêm-se: diminuição do aporte de calor, menor taxa de deposição e menor penetração.

5. Diâmetro do eletrodo: influencia na forma do cordão, penetração e na taxa de deposição. Aumentando-se o diâmetro do eletrodo e os outros parâmetros sendo mantidos constantes, obtêm-se: aumento da largura do cordão, diminuição da corrente, menor penetração, menor taxa de deposição.

6. Extensão do eletrodo: é a distância entre o cabeçote e a ponta do eletrodo. Geralmente a extensão do eletrodo é de oito vezes o diâmetro do eletrodo.

7. Tipo e Preparação da junta: o tipo mais utilizado neste processo é de topo, com ou sem chanfro. A junta deve estar isenta de óleos, graxas, ou qualquer resíduo que possa contaminar a poça de fusão resultando em bolhas, porosidades e inclusões.

Na soldagem a arco submerso, pode ocorrer quase todo tipo de descontinuidade, pelo menos, as mais comuns como:

Falta de fusão: pode ocorrer em caso de cordão espesso executado em único passe ou em soldagens rápidas (baixa energia de soldagem)

Falta de penetração: acontece devido ao alinhamento incorreto na máquina de solda em relação a junta a ser soldada.

Inclusões de escórias: pode ocorrer quando a remoção da escória, na soldagem, não for perfeita.

Mordeduras: acontece quando a soldagem acontece rapidamente.

Porosidades: tem como causas principais a alta velocidade de avanço da máquina e o resfriamento rápido da solda

Trincas: na soldagem a arco submerso podem ocorrer trincas em elevadas temperaturas ou em temperaturas baixas. Na prática utilizamos chapas apêndices para deslocar o início e o fim da operação de soldagem para fora das peças que estão sendo soldadas.

Para o processo de soldagem a arco submerso temos algumas limitações a ser consideradas:

- 1º. A soldagem convencional será conseguida nas posições plana e horizontal, para a solda de filete.
- 2º. O alinhamento da junta a ser soldada requer um maior cuidado, devido ao arco estar oculto à vista.
- 3º. Juntas de difícil acesso, se torna impossível.
- 4º. A remoção da escória a cada passe é necessária para que não ocorra o aprisionamento no metal de solda.
- 5º. O processo é inconveniente para espessuras inferiores a 5,0 mm, pois poderá haver perfurações.

Inicialmente as aplicações estavam direcionadas a aplicações de menor importância como tubos, porém pela alta qualidade das soldas em construções navais, pontes, vasos de pressão, plataformas marítimas e na fabricação em geral, tornou-se necessária e imprescindível a melhoria do processo.

Segundo CHANDEL et al (1987) , a real importância dos efeitos das variáveis no processo de soldagem sobre a penetração na junta foi mostrada nesta pesquisa . A penetração pode ser definida como aquela na qual o metal de solda preenche totalmente o chanfro, fundindo-se completamente a chapa base, em toda a extensão das faces do chanfro. No processo a arco submerso, a penetração é influenciada pela corrente de soldagem, arco elétrico, aporte de calor, diâmetro e extensão do eletrodo, ângulo do chanfro e polaridade do eletrodo.

Baseando-se nos resultados obtidos, a penetração aumentou a medida que o aporte de calor também aumentou, pois, no momento que o calor é liberado, a chapa base é aquecida, resultando em fusão, seguida de grande penetração.

2.3 - A Zona Térmicamente Afetada pelo Calor (ZAC)

O processo de soldagem impõe uma aplicação de energia térmica necessária para fundir o eletrodo e dissipá-la na atmosfera circundante e no material da chapa base. Através da fusão haverá um fornecimento de metal de solda suficiente para preencher os chanfros devidamente preparados. O material adjacente a solda, não fundido, suporta um severo ciclo térmico, que resultam com isto, mudanças microestruturais ou seja uma ZAC. Nesta região freqüentemente estão os microconstituintes frágeis que podem apresentar trincas, característico da fratura frágil. Daí a importância de se prever o controle microestrutural.

MALIK (1992) analisou a importância da zona frágil na ZAC na soldagem em aços microligados e isto favoreceu valores de baixa tenacidade. Foi estabelecido um modelo para estimar a ocorrência da falha por fratura frágil, visto que o tipo de trinca interage com o início da zona frágil local e também a probabilidade condicional do início da fratura frágil. Trincas por fadiga foram iniciadas em chapas grossas, carregadas em quatro pontos, dobradas na superfície do entalhe para maximizar a interação da zona frágil local da ZAC. Desta forma, verificou-se que a região

de granulação grosseira da ZAC, em aços similares podem apresentar baixa tenacidade, quando medido pelo CTOD. As falhas foram atribuídas a presença de regiões de baixas tenacidade, podendo ser racionalizada pela geometria da junta e tensão de serviço, em que as trincas por fadiga iniciam na superfície e crescem fora da ZAC e do metal base.

2.3.1 - Propriedades Mecânicas da ZAC

Com a utilização de baixa porcentagem de C e elementos de liga, obtêm-se o aço com granulação fina e de boa soldabilidade GRONG (1994). Isto inibe a possibilidade do trincamento na solda. A taxa de dureza e resistência mecânica é de grande importância para evitar o trincamento e favorecer a tenacidade. A máxima resistência mecânica é limitada pelo percentual da martensita, que é controlada pela composição química. O efeito composicional é dado pelo CE, em que o grau de influência é dado pela presença de vários elementos de liga na temperabilidade dos aços. O CE é dado por:

$$CE_{II} = \%C + \frac{\%Si}{24} + \frac{\%Mn}{5} + \frac{\%Cu}{10} + \frac{\%Ni}{18} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Mo}{2,5} + \frac{\%V}{5} + \frac{\%Nb}{3}$$

KLUKEN (1992)

Além disso o tempo de resfriamento entre 800° C e 500° C depende do fluxo de calor durante a soldagem. O aumento da resistência mecânica local está relacionado com a alta temperabilidade da ZAC. Uma exceção está para aços temperados e revenidos, em alto aporte de calor. Os microconstituintes presentes podem não ser: a FS (SP) e FP(I) nas regiões de granulação grosseira e fina respectivamente, que levam a um severo amolecimento da ZAC.

EASTERLING (1983) ressaltou em seus estudos a importância do CE. Quando este valor for baixo, toda fase clara é de FP e quando for alto esta microestrutura é reduzida, devido ao abaixamento da temperatura de transformação, formando então a FS(SP). Precipitação de interfases é conhecida, por apresentar em ligas de baixa temperabilidade, especialmente aqueles ligados ao Nb. A presença desta fase provavelmente apresenta uma diminuição da tenacidade onde o produto final é a martensita.

KLUKEN et al.(1992) realizou um estudo em aços árticos para conhecer a máxima dureza da ZAC e o limite máximo de escoamento. Estes aços apresentam melhor tenacidade a baixas temperaturas e, foi constatado que a maior causa das fraturas frágeis nestes aços foi a dificuldade em selecionar os materiais com relação aos parâmetros de soldagem e temperatura de pré-aquecimento. Estas estruturas árticas necessitam de reparos periódicos em função das condições ambientais severas. Equações empíricas descrevem as influências dos elementos de liga na decomposição da austenita e mostram as propriedades e microestruturas finais, controlando a fabricação das estruturas marinhas menos susceptíveis ao trincamento pelo H na ZAC.

As propriedades mecânicas da ZAC são afetadas pela composição química, não esquecendo também de considerar o fluxo de calor e a distribuição da temperatura de fusão da soldagem.

AKSELSEN (1989) pesquisou quatro aços dos quais, dois foram produzidos por laminação controlada com resfriamento rápido e outros dois, temperados e revenidos. Pelas suas diferentes composições química, ocorreram variações microestruturais e propriedades mecânicas. O objetivo principal foi a necessidade de conseguir melhora na resistência da ZAC, trincas a frio induzida pelo H, trincas por corrosão e iniciação de fratura por clivagem. Equações foram desenvolvidas para prever a resistência mecânica e a dureza, assim como a ductilidade a partir do

conhecimento dos parâmetros de soldagem e composição química da chapa base.

Com o aumento do $\Delta t_{8/5}$, reduziu-se o σ_E e σ_R , visto que estes resultados estão relacionados com o CE e percentual de martensita. O expoente de encruamento (n) é dependente da microestrutura. Valores de encruamento baixo ($n < 0,10$) foram encontrados para estrutura martensítica formada durante o resfriamento rápido em água. O endurecimento para o trabalho a frio pode ser calculado pela equação:

$$\sigma = K \xi_f^n$$

Como esperado, n é diminuído quando aumentado a taxa do $\Delta t_{8/5}$ ou seja valores abaixo de 10 seg., isto ocorre devido a formação da martensita. Em taxas mais baixas, há formação de FS(SP) com M (R), aumentando a habilidade do encruamento. A seguir é feita uma relação entre o encruamento (n) e o tempo de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$) como segue:

$$n = 0,065(\Delta t_{8/5})^{0,17}$$

O estudo da resistência a tração da região de granulação grosseira da ZAC, pode ser visto como a resistência calculada em função da dureza, como mostra a equação abaixo:

$$\sigma_T \text{ (MPa)} = 3,3HV[1 - (m - 2)] * \left[\frac{12,5(m - 2)}{1 - (m - 2)} \right]^{m-2}$$

$$m = n + 2$$

$m = 2,5 \Rightarrow$ para materiais recozidos

$m = 2 \Rightarrow$ para metais deformados a frio

E a expressão abaixo foi desenvolvida para região de granulação grosseira da ZAC:

$$\sigma_T \text{ (MPa)} = 3,5HV(1 - n) \left(\frac{12,5n}{1 - n} \right)^n - 92$$

A σ_T da região grosseira da ZAC pode ser estimado em função da dureza medida ou calculada e o $\Delta t_{8/5}$ com suficiente precisão. Estas relações foram desenvolvidas para analisar a ductilidade na região de granulação grosseira da ZAC em soldagem de simples passe.

STOUT (1973) analisou a dureza como um meio de evitar o desenvolvimento das trincas durante a fabricação. A dureza é definida como resistência a penetração do penetrador carregado, usado também para descrever a resistência ao risco ou ao corte. Foi utilizada a escala de dureza Vickers, em cuja realização gasta-se um tempo maior, mas os seus resultados são os mais precisos. Para a leitura da dureza na ZAC, utiliza-se as cargas entre 2 a 10 kgf. Este teste é limitado em função das misturas das microestruturas encontradas nesta área que variam em função da composição e $\Delta t_{8/5}$. Pela ação do C e dos elementos de liga, tem-se aumentado a temperabilidade e através do abaixamento da taxa de resfriamento foi formada a FS(B), causando o aumento da dureza. A $H_{m\acute{a}x.}$ ocorre na região adjacente a linha de fusão da solda, induzindo o crescimento do grão, por causa das altas taxas de temperatura, e a mais efetiva dissolução e difusão de carbeto no aço, uma vez que esta região apresenta alta temperabilidade.

Na região de granulação grosseira da ZAC, a dureza aumenta monotonicamente com a $\Delta t_{8/5}$, obtendo uma máxima característica do aço ao carbono que contém 100% de martensita como produto de transformação. Sua tenacidade é resultante do ciclo térmico da soldagem, podendo aumentar ou diminuir a partir de $\Delta t_{8/5}$ menores, dependendo do teor de carbono nos aços. Em aços com menos de 0,15%C, o resfriamento rápido é benéfico por suprimir a FP e favorecer os produtos de baixa temperatura de transformação. Os produtos de baixa temperatura de transformação (FS(B) e martensita), para aços alto C, são relativamente frágeis, promovendo a redução da tenacidade .

2.3.2 - Tratamento Térmico Pós Soldagem

O controle da tenacidade na região de granulação grosseira da ZAC é complexo e confuso. Aços com Nb e V são sensíveis ao TTPS, devido ao forte potencial de endurecimento por precipitação do Nb(C,N) e V(C,N). A queda da tenacidade pode ocorrer como um resultado da segregação de elementos impuros como o P, Sn, Sb no contorno de grão da austenita. Combinando a M(R) a estas segregações podemos levar a uma fratura quando testado a temperaturas sub-zero. As zonas frágeis são localizadas de 3,5 e 0,5 mm abaixo da linha de fusão.

APUD FERRAREZI (1996) relacionou a característica principal dos tratamentos térmicos pós têmpera em uma junta soldada, onde a redução das tensões residuais, melhora os aspectos metalúrgicos do conjunto soldado. O TTAT é o mais utilizado para aços ARBL temperados e revenidos, consistindo de:

1. Aquecimento em fornos a temperaturas que variam de 635° a 690° C do componente soldado.
2. Conservar a temperatura, por um tempo determinado, em função da espessura da junta soldada, por 1 hora por polegada de espessura até 2 polegadas e 15 minutos a mais para cada acréscimo de polegada na espessura, de maneira que o σ_E diminui a valores inferiores à das tensões residuais. Nestas condições as tensões residuais provocam deformações plásticas locais, minimizando estas tensões.
3. Resfriamento controlado para evitar a formação de novas tensões residuais.

As melhorias alcançadas nas juntas soldadas, após o tratamentos térmicos para alívio de tensões, estão relacionadas abaixo:

- 1º. Diminui a susceptibilidade às trincas
- 2º. Melhora a estabilidade dimensional

3º. Diminui a dureza da ZAC pela decomposição da martensita e outras estruturas supersaturadas

4º. Aumenta a resistência à fratura de corrosão sob tensões

Algumas estruturas devem ser revenidas para reduzir o risco de trincamento pelo H, conseguido pelo TTPS, segundo, GRONG (1994). O efeito do TTAT, para diferentes combinações tempo x temperatura, pode ser descrito pela seguinte equação:

$$P_1 = T(B + \ln t)$$

onde:

B = 16,5 (com t em segundos)

É visto que 600° C por 1 hora é suficiente para reduzir a dureza da ZAC, e sua resistência.

Os aços de baixo C, microligados, apresentam uma forte tendência em formar microconstituintes frágeis nas regiões da solda, melhorando a tenacidade da ZAC pelo TTPS.

KIEFER (1995) mostra em seu trabalho, que ao reduzir o limite de dureza na solda, atrasa o trincamento pelo H durante a fabricação. A técnica utilizada é aplicar alívio de tensões, com o objetivo de diminuir a dureza da ZAC, onde a dureza é maior, no metal base adjacente a linha de fusão. Uma fórmula foi elaborada a partir da composição química, tempo de resfriamento da solda e posição do cordão. Pode ser usada para estimar a quantidade de revenimento da ZAC. As trincas pelo H podem ocorrer por vários fatores do processo de soldagem ou então, pela exposição do H produzido por meios corrosivos, tal como o sulfeto de Hidrogênio (H₂S). Foi observado que em processos como o Arco Submerso, pelo suficiente aporte de calor empregado, as ZAC são auto-revenidas não apresentando alta dureza.

As fórmulas utilizadas foram para predizer a H_{máx.} da ZAC:

$$\Delta t_{8,5} = \mu \frac{I^{(1,24+0,0005P-0,005V)} V^{0,59}}{108 V^{(0,78-0,0005P)}}$$

onde:

P = temperatura de pré-aquecimento

$$CE(\%) = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

$$\Delta H_{máx} = \frac{1108 CE^{3,28} \Delta t_{8,5}^{(1,17-0,055d)}}{d^{0,65}}$$

Deve ser lembrado que:

A capacidade do TTAT diminui com a diminuição do CE do metal base. O $\Delta t_{8/5}$ para cordão menor que 5 ou 6 s são geralmente inefectivos. Este tratamento não é recomendado para controlar grande escala de produção.

2.3.3 - Região totalmente Transformada da ZAC

A fragilização da parte transformada da ZAC, é freqüentemente localizada na região de granulação grosseira adjacente ao contorno da linha de fusão da solda onde a temperatura máxima do ciclo térmico atinge valores até 1200° C.

SPANOS et al. (1995) estudou a combinação da resistência e tenacidade em aços de baixo teor de carbono combinados com elementos de liga como Nb, V, Ti, Cu e Ni. Estas ligas apresentaram boa soldabilidade, baixo custo, e em altas temperaturas ocorreram dissoluções dos carbetos na austenita. Durante o alto aporte de calor (baixo resfriamento), a austenita se transforma em M(L) e baixa porcentagem de FA. Grande quantidade de austenita retida entre os cristais da FP foi verificado. Esta falta de precipitados durante o baixo ciclo térmico, ocorre pela falta de tempo para ocorrer reprecipitação dos carbonitretos de Nb na

austenita. Contudo a baixa temperatura de transformação da ferrita, suprime a precipitação de Cu na mesma.

A formação da M (T)

A microestrutura é formada em baixo aporte de calor com as mesmas características da austenita que foi nucleada. Em altas taxas de $\Delta t_{8/5}$, consegue-se que esta M(T) fique auto-revenida devido a alta difusividade do C (quando relacionado a outros elementos). A precipitação da Fe_3C na M(R) é acentuada, nas M(T) não. A partir destes dados observou-se o seguinte:

FA foi formada em temperaturas acima de M_s e resfriamento lento e M(L) e M (T) foram formadas em temperaturas abaixo de M_s com resfriamento rápido. O aumento do tamanho de grão austenítico pode ser explicado pela dissolução dos carbeto de Nb. Este tamanho de grão austenítico aumenta a temperabilidade do aço. A dureza desta região grosseira é relativamente alta com relação às chapas base, devido a M(L) formada. A microestrutura M(R), transformada a partir de resfriamento brusco, é mais mole do que a M(L) formada inicialmente e sua dureza pode ser comparada a FA transformada a partir do resfriamento lento. A diminuição da dureza para grandes taxas de $\Delta t_{8/5}$ com o aumento da taxa de $900^\circ C$ para $1400^\circ C$ é provavelmente devido alguns fatores:

- auto-revenimento da M(T)
- diminuição da densidade de finos precipitados
- tamanho de grão austenítico inicial grosseiro resultando na dissolução dos precipitados.

Baseado nas curvas CCT, as diferenças entre as microestruturas M-F e a martensita, são conseguidas através das taxas de resfriamento. O fato é que o contorno de grão austenítico se apresenta como sítios de nucleação da ferrita causado pela diminuição da temperabilidade, como também a variação da distribuição dos precipitados na austenita como função da posição da ZAC e pelo efeito das estruturas bandeadas presente na ZAC.

A microestrutura e microdureza dentro da ZAC, são dependentes da interação sinérgica entre:

- o posicionamento da ZAC
- condições da solda como: pré-aquecimento e aporte de calor

Em função dos estudos, pode-se notar que o σ_E , nem sempre é o maior problema do ARBL. Todo ciclo térmico resultou em valores de dureza iguais ou maiores que a chapa base. Regiões de alta dureza são indicativas de áreas susceptíveis a fratura, especialmente pelo H.

A susceptibilidade a fratura pode não ser necessariamente na região grosseira adjacente à linha de fusão, mas também pode ser localizada na região de granulação fina da ZAC com baixo aporte de calor. Isto porque a $M(T)$ na zona de granulação grosseira da ZAC é auto revenida, reduzindo a dureza para baixo aporte de calor. A colisão de carbeto na austenita e no contorno da martensita, pode ser um princípio de fragilidade e então seria o início da fratura intergranular.

2.3.4 - Trinca pelo Hidrogênio

A fragilização pelo H e o risco de iniciar a fratura na zona de granulação grosseira da ZAC é muito grande em aços ferríticos. Estas trincas situam-se no pé, na raiz ou em uma posição abaixo do cordão da solda. A trinca induzida pelo H é um processo que depende do tempo, isto é, a trinca pode aparecer após várias horas ou minutos após extinto o arco.

Mecanismos do trincamento pelo H:

1º. A dependência da estrutura cristalina: a fragilização do H é associado com materiais que exibem uma estrutura de CCC ou TCC, isto é aços ferríticos e martensíticos

2º. A dependência microestrutural : aços martensíticos são mais propensos ao trincamento quando comparados aos aços ferríticos, mas

uma microestrutura martensítica não é o principal requisito para o início da trinca

3°. A dependência da taxa de deformação: a fragilização pelo H é mais comum em baixas taxas de deformação, típicas do teste de tração. Em altas taxas de deformação, a difusão do H não é forte o suficiente para acompanhar o desenvolvimento da fratura.

4°. A dependência da temperatura: o trincamento pelo H ocorre na faixa de temperatura entre -150° C e 200° C. Esta dependência da temperatura reflete o fato que , a concentração do H e a intensidade da tensão, pode exceder alguns valores críticos antes que a propagação da trinca ocorra.

5°. A dependência do tempo; a fragilização pelo H é um processo controlado pela difusão, a trinca propagará de uma maneira que permite suprir o H do contorno da matriz

2.3.5 - Microestruturas da ZAC.

CHEN, et al. (1994) mostrou em seu trabalho, o fenômeno de transformação denominado por "êxtases" ou seja uma reação incompleta em aços Fe-C-Mn-Si-Mo e também Fe-C-Mn-Si-Ni, transformados isotermicamente em 650° e 675° C através das interações correlatas entre Mn, Si, e Mo ; Mn, Si e Ni diminuem as transformações de "êxtases". Segregações de Mn e Mo no contorno α / γ , na presença de Si, sugerem o efeito de arraste do soluto levando a transformações de "êxtases". Nas ligas ao Ni, a baixa força motriz para a formação da ferrita, resultante do Ni, foi responsável pela transformação de "êxtases", em que a nucleação e crescimento da ferrita param completamente, podendo ser resultado de fatores termodinâmicos e cinéticos. Com relação ao ponto de vista termodinâmico, a transformação pode parar, quando formar uma fração de ferrita metaestável, sem a precipitação de carbeto. A transformação de

“êxtases” pode ser aceita pelo baixo crescimento da FP e sua degeneração morfológica poderá ser explicada pelo efeito do arraste de soluto. Isto ocorre devido a diminuição da atividade do C, diminuindo o percentual de C da austenita antes de uma redução do crescimento do cristal de FP.

A transformação procede em que é nucleado um cristal de FP, no grão da FP existente (nucleação simpática), seguido de limitado crescimento de grão. Com o efeito do arraste de soluto haverá impedimento do crescimento do cristal nucleado simpaticamente. Um novo cristal de FP nucleia e cresce até que o efeito do soluto inibe a migração de seu contorno.

Das ligas estudadas, serão feitas as considerações abaixo, com respeito a morfologia da FP.

Liga de referência:

A morfologia consistiu de placas longas e um arranjo de pequenos cristais nucleados simpaticamente. FS(SP) desenvolveram nestas ligas. Uma mistura não lamelar de FS podem formar entre grupos de cristais ferríticos com uma certa similaridade à FS(B).

Liga ao Cromo:

Ferrita nucleada simpaticamente é a microestrutura dominante nesta liga. Os cristais de FP são finos e longos quando comparados a liga de referência. Uma grande quantidade de FS(B) foi transformada em relação a liga de referência.

Liga ao Ni:

FP(G) em placas nucleadas simpaticamente aparecem mais equiaxiais do que na liga de referência. Agregados de cristais de ferrita têm a forma de blocos e não de placas.

Liga de Mo:

A morfologia das placas de FP, aparece mais degenerada e a razão do comprimento das placas de ferrita em relação a espessura é grande quando comparada as outras ligas. Ferrita nucleada simpaticamente foi predominante nesta liga, não apresentando FS(B)

As propostas deste trabalho, sugerem que carbeto presentes nas ligas ao Ni e Mo, cessam as transformações. As reações isotérmicas produzem ferritas em blocos, formadas de vários sub-grãos. Os mecanismos possíveis são nucleação simpática e poligonização. Estes sub-grãos são mal orientados assemelhando-se a estruturas poligonais e subcontornos resultando em nucleação simpática.

A transformação de "êxtases" é a transformação ferrita / austenita cessada antes que a fração metaestável da FP seja realizada, acontecendo fora do equilíbrio. Esta transformação pode ser explicada da seguinte maneira:

1º. O forte arraste de soluto inibe o crescimento da ferrita.

2º. A ausência de carbeto

3º. O carbono contido na austenita não transformada aumentou durante o crescimento da ferrita suprimindo a nucleação simpática da ferrita. Elementos que reduzem a atividade do C, produzem arraste de soluto. Os elementos Mo, Mn e Cr cujos parâmetros interagem negativamente com o C, produzem arraste de soluto, enquanto o Ni e Si interagem positivamente.

Neste trabalho, inicialmente foi pesquisado a unificação das microestruturas da ZAC.

ALÉ (1993) fez um estudo com relação a terminologia utilizada dentro da ZAC, baseando-se não apenas em suas morfologias mas também com relação as temperaturas de transformação, podendo-se distinguir as diferentes classes de tenacidade.

Classificação dos diferentes produtos de transformação da Austenita:

1. Terminologia utilizada "The Welding Institute"

2. Terminologia dos pesquisadores da área de transformação de fase

1. M	2. M ; FS(LB)
1. FS(A) e FS(NA) com M-A-C	2. FS(SP); FS(LB); FS(B _G)
1. FS(SP _I)	2. AF
1. FP(G)	2. Ferrita Alotriomorfica; Ferrita Idiomorfica
1. P ; FC	2. P

Martensita (M): É o produto final de transformação, promovido pelo aumento do teor de elementos de liga, também encontrado em aços C-Mn comuns quando soldados a baixo aporte de calor.

Ferrita com Martensita/Austenita/Carbetos (FS(A) - FS(NA) - MAC): Em aços comuns C-Mn é o constituinte mais encontrado quando soldados em uma ampla faixa de aporte de calor. A segunda fase que pode ser M-A-C e/ ou FC apresentando alinhada ou não alinhada.

Ferrita de Widmanstätten Intragranular (FS(SP_I)): é formada em altas temperaturas de transformação e favorecido pela baixas $\Delta t_{8/5}$. A FS(SP) apresentam uma menor razão de aspecto que as de FS com M-A-C.

Ferrita Pró-Eutetóide(FP(I)): é formada nos contornos de grãos da austenita prévia especialmente em soldagem com alto aporte de calor. É o primeiro produto de transformação a se formar na ZAC, podendo ser suprimido através da adição dos elementos microligantes que abaixam a temperatura de decomposição da austenita.

Perlita (P): é encontrado associado com a FP(I), formado em soldagem com alto aporte de calor.

Agregado Ferrita-Carbeto (FC): é formado fora dos contornos de grãos da austenita prévia. Pode ser considerado como uma dispersão de carbeto na ferrita

Baixa porcentagem de O, suprime quase totalmente a FP(I), aumentando a porcentagem do O, são promovidos os produtos de

transformação á altas temperaturas. O desenvolvimento da FP é função da composição e do $\Delta t_{8/5}$.

Definindo a morfologia da ferrita :

Ferrita de contorno de grão verdadeiro (FP(G)): é o nome dado a todo bloco de ferrita no contorno de grão. Sua aparência é grosseira formando um anel ao redor do grão austenítico inicial. É conhecida como ferrita Alotriomorfica de contorno de grão ou ferrita pró-eutetoide.

Ferrita de contorno de grão lateral (FP(I)): é o nome dado a ferrita que cresce no contorno de grão na forma de ferpas ou placas, aprisionando grandes ilhas de martensita/austenita, formada á altas temperaturas.

Em função de alguns resultados pode-se verificar que a nucleação da ferrita pode acontecer dentro ou fora do grão. Quando o resfriamento for a baixas temperaturas, aumenta a porcentagem da ferrita de placas laterais, dificultando o conhecimento a respeito da forma de sua nucleação.

Ferrita de Widmanstätten (FS(SP)): Devido ao abaixamento da temperatura de transformação as FP(G) e FP(I), tendem a ser substituídas por placas laterais e placas intergranulares de ferrita respectivamente.

Ferrita Acicular(FA): Agulhas de ferrita não paralelas, separadas por contorno de alto ângulo.

Nomenclatura utilizada por diferentes pesquisadores para os constituintes da ZAC:

1º. The Welding Institute

**martensita ;
ferrita com martensita-austenita-carbetos alinhados ;
ferrita com martensita- austenita-carbetos não alinhados;
ferrita de widmanstätten ;
ferrita Poligonal ;**

**perlita ;
agregado ferrita -carbeto**

2º. Davey

**martensita;
ferrita com martensita-austenita-carbeto alinhados;
ferrita com martensita-austenita-carbeto não alinhados;
ferrita de Widmanstätten intragranular;
ferrita pró eutetóide;
agregado ferrita-carbeto.**

3º. Gittos e Dolby

**martensita;
placas de ferrita laterais;
ferrita de widmanstätten intragranular;
ferrita pró eutetóide;
agregado ferrita carbeto**

4º. Dolby

**martensita;
bainita superior;
ferrita de widmanstätten intragranular;
ferrita pró eutetóide;
agregado de ferrita carbeto.**

5º. Thaulon e outros

**martensita;
bainita inferior;
bainita superior: placas laterais de ferrita
placas de ferrita acicular intragranular
ferrita poligonal;
perlita;
bainita inferior.**

6º. Grong e Akselsen; Akselsen e outros

**martensita e bainita inferior;
bainita inferior;
placas laterais de ferrita: - Ferrita de Widmanstätten
ferrita Acicular;
ferrita pró eutetóide;
perlita.**

BURSTEÍNAS, (1983) apresentou um método para o levantamento das curvas de HV em relação a velocidade de resfriamento, visando conhecer a dureza e microestrutura na região adjacente a linha de fusão da solda.

Na região adjacente a linha de fusão da solda se encontram constituintes frágeis, onde possivelmente podem desencadear um processo de fratura frágil. Foi desenvolvido um método para direcionar a escolha das variáveis do processo da soldagem, no sentido de obter uma propriedade desejada na ZAC, mediante a aplicação de dois fatores distintos: levantamento da curva de dureza em função da taxa de resfriamento e a relação entre a taxa de resfriamento na ZAC em função às seguintes variáveis do processo:

aporte de calor (H)

$$H = \left(\frac{V * I}{v_s} \right)$$

espessura da chapa (h)

temperatura inicial da chapa (T₀)

geometria da junta (g)

rendimento do processo (η)

O parâmetro para caracterizar a taxa de resfriamento é o tempo gasto para que a temperatura caia de θ_1 para θ_2 , referido como $\Delta t_{\theta_1/\theta_2}$ utilizando $\theta_1 = 800^\circ\text{C}$ e $\theta_2 = 500^\circ\text{C}$. Os estudos foram limitados à região de granulação grosseira da ZAC, com formação de microconstituintes frágeis devido ao resfriamento.

A principal causa de defeitos em soldas, o trincamento a frio surge como resultado da ação simultânea dos seguintes fatores da ZAC: tensões residuais ou aplicadas em serviço; presença de H; e existência de microestrutura susceptível à fragilização.

Devido à fragilidade pelo H, estruturas martensíticas devem ser evitadas na ZAC, cuja presença é função da temperabilidade do metal base e do ciclo térmico, favorecidas por elevadas taxas de resfriamento e taxas de resfriamento muito pequenas, conduzindo a estruturas de

granulação grosseira, bastante heterogênea, com baixa tenacidade. Essas microestruturas apresentam FP(I) em rede.

Certa importância foi dada aos aços com composições diferentes que atendendo as mesmas especificações, podem apresentar variações na dureza após o ciclo térmico.

2.3.6 - Fatores Controladores da tenacidade da ZAC

A necessidade de compreender os fatores controladores da tenacidade na ZAC das soldas, é de grande importância, visto que, a fratura frágil inicia ou cresce a partir de uma série de defeitos da ZAC. A propagação e o término da fratura dependem da tenacidade da região onde se propaga. Uma vez que a composição química da ZAC é a mesma do metal base, é fácil reconhecer os fatores controladores da tenacidade.

BUSSINGER (1983) analisou experimentalmente a tenacidade da ZAC de soldas, correlacionando a microestrutura obtida em diversos aportes de calor, com a resistência ao impacto medida pelo teste Charpy. Este ensaio relaciona-se com a abertura e propagação da trinca, podendo ser instrumentado, isolando a parcela de energia gasta para propagar a trinca desde sua abertura até o final da propagação. O ensaio de impacto Charpy, aplicado diretamente na ZAC, pode-se fornecer para a mesma solda quando comparado a chapa base, e caso a fratura se desenvolva na região grosseira ou na região de granulação fina, poderá apresentar menor, igual ou maior resistência. O reaquecimento melhora a resistência ao impacto para as microestruturas duras, obtidas em baixo aporte de calor, devido ao seu revenimento e piora a resistência ao impacto nas microestruturas mais macias, obtidas com maiores aportes de calor, devido as precipitações.

O risco da ocorrência de um trincamento induzido pelo H poderá ser determinado pela composição química do aço e procedimento de

soldagem. Para estudar fatores influentes na ZAC, DOLBY (1979) realizou testes em corpos de prova com microestruturas térmicamente controladas ou extraídos diretamente da junta soldada.

Em geral a grande fragilidade ocorreu na região de granulação grosseira da ZAC, onde a temperatura máxima pode estar em torno de 1200°C. Uma distinção é necessária entre as regiões da ZAC, que não sofreram reaquecimento para quantificar sua tenacidade, melhorando-a ou piorando-a, se comparado a chapa base. Em aços C-Mn com granulação fina, a tenacidade é geralmente prejudicada. Finalmente é relacionado o tipo de mecanismo de fratura, isto é clivagem, coalescência de microvazios ou intragranular. A fratura intragranular é geralmente encontrada em aços de baixo C, nas regiões da ZAC submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensões .

O tamanho de grão da austenita inicial foi grosseiro, adjacente a linha de fusão com o aumento do aporte de calor. A presença de precipitados no contorno de grão, não alteram a granulação da região adjacente á linha de fusão, pois restringem o crescimento em temperaturas mais baixas. O AIN influenciou na largura da região de granulação grosseira.

A microestrutura da ZAC, a partir dos grãos austeníticos, consistiu de uma mistura de dois ou mais microconstituintes: austenita com FP(G) ou FS(SP), altas taxas de carbeto na P (carbeto na forma de hastes ou esferas), colônias bainíticas onde placas de ferrita crescem lado a lado semelhante a FS(UB), FS(LB), e martensita. Os microconstituintes, o tamanho das colônias, e sua proporção dependerá da composição do aço e do processo de soldagem. O aumento da tenacidade, e da resistência a clivagem na ZAC, podem ser conseguidos através da otimização da composição química do aço. Em casos de falhas graves, segundo o autor, o início da fratura foi associado a coalescência de microvazios.

Em baixo aporte de calor, com o aumento da quantidade de martensita, associada a alta dureza da ZAC resulta em baixa resistência á clivagem (alta temperatura de transição), e em alto aporte de calor foi nucleada a ferrita grosseira, devido a granulação da austenita anterior , adquirindo baixa resistência a clivagem. Vários trabalhos foram realizados,

com objetivo de relacionar os efeitos do C e N em aços ligados ao Cu, V, e Nb, utilizando alto aporte de calor, sobre a resistência à clivagem. Ao diminuir o teor de C, o aumento da tenacidade pode não ser observado pois haverá a formação de uma microestrutura bainítica grosseira. Aliado a este fator, a adição do Mn ou outros elementos, resultará em uma ZAC de boa tenacidade e microestrutura fina. A busca incessante entre os fabricantes de aços é a de evitar as inclusões não metálicas. Aços ligados ao Al poderão apresentar inclusões do tipo II ou III ou seja algum sulfato ou alumina. O baixo teor de S reduzirá a fração volumétrica do MnS. As características dos materiais poderão ser conseguidas pela diminuição do MnS ou pela adição de Terras Raras. Na ausência do Al, as inclusões esperadas foram a do tipo silicato ou sulfetos-silicatos e a melhora na tenacidade só é conseguida com a desgaseificação a vácuo para se eliminar os silicatos, ou seja controlando o teor de S.

DEB (1987) encontrou valores de baixa tenacidade da ZAC, em aços ARBL-100 soldados à arco submerso. Foram observadas microestruturas de FS(UB) e FS(B) com alta densidade de carbeto na matriz ferrítica. Foram encontrados, também, alto nível de inclusões e por este motivo foi promovida alta temperatura de transformação da austenita. Baixa fração volumétrica de inclusões nestes aços, aumenta a resistência de coalescência de microvazios e a melhora da resistência a clivagem devido a M(R). Alto aporte de calor produziu baixa taxa de resfriamento que diminui a resistência a fratura. A região de granulação grosseira consiste em pequenas ilhas de martensita, altamente distribuída na ferrita e grande distribuição de partículas carbeto/cementita na ferrita. Para o teste Charpy, foram retirados corpos de prova no centro da solda, assim a propagação seria a partir da linha de centro. Baixas taxas de resfriamento e alta porcentagem de inclusões foram provavelmente responsáveis pela granulação grosseira da FS(UB) observada na soldagem.

Geralmente o alto percentual de O e S promoverá uma alta quantidade de inclusões e isto aumenta os produtos de alta temperatura de transformação. Estudando o efeito das inclusões não metálicas sobre a

nucleação da ferrita em aços carbono, verificou-se que estas seriam sítios de nucleação da FA. Este microconstituente apresentou boa tenacidade. Uma quantidade considerada ótima de O é aquela capaz de distribuir inclusões necessárias para maximizar a nucleação da FA. Por este motivo pode-se assegurar que a FA poderá melhorar um pouco a tenacidade, mas a M(R) melhorará ainda mais.

Com relação ao aumento da taxa de resfriamento pode-se conseguir uma estrutura refinada, obtendo com isto materiais mais resistentes e tenazes. Um efeito benéfico para o refinamento microestrutural é a redução da temperatura de transição dúctil-frágil. A σ_T é mais susceptível ao tamanho de grão do que ao σ_E . Para grãos grosseiros, as falhas mais esperadas poderão ocorrer no regime plástico. Em grãos finos, inicialmente ocorre o escoamento e é encontrado uma eventual falha após certa quantidade do regime plástico; a quantidade aumenta com a diminuição do tamanho de grão. Neste estudo, a temperatura de transformação foi abaixada, nucleando finas bainitas na forma de pacotes, abaixando a temperatura de transição dúctil - frágil, resultando em melhoras na tenacidade. característico das microestruturas FS(B) - FS(B)/M em aços ARBL de baixo C. Finalmente concluiu-se que com o aumento do aporte de calor, a taxa de resfriamento aumentou.

SMITH (1988) realizou estudos sobre a correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas cujo processo de soldagem foi à Arco Submerso em aços ARBL 80. A alta tenacidade foi obtida em função de um alto percentual da microestrutura de FA. A tenacidade da região de granulação grosseira da ZAC diminuiu com o aumento do aporte de calor, ou seja, baixas taxas de tenacidade e alto aporte de calor resultaram em aumento proporcional da região de granulação grosseira da ZAC, cuja microestrutura formada é FS(UB). O alívio de tensões reduz a tenacidade do metal de solda e da ZAC, cuja fragilidade foi causada pela precipitação de carbeto e um aumento da σ_E foi causado pela precipitação do Cobre. Devido o baixo percentual de C e elemento de liga, nos aços, não ocorre

transformação de martensita de alta dureza , melhorando a soldabilidade, eliminando a necessidade do pré-aquecimento em temperaturas acima de zero grau. Foi verificado o desenvolvimento de aços ligado ao Cu, cujo objetivo foi determinar o efeito do tratamento térmico na chapa base, aporte de calor na soldagem e as condições do fluxo de calor em chapas finas, sobre a tenacidade da ZAC e dureza, analisando as condições como soldado ou com tratamento térmico pós soldagem.

Em geral a microestrutura do metal de solda como depositado foi composto de FA com grande proporção de FP(G), FS e FP(I). Em adição a estes produtos de transformações, tem-se a presença da microfase M-A entre as placas de FA. Houve uma grande diminuição da quantidade da FA com o aporte de calor.

A seguir será relacionado a tenacidade e microestrutura da região de granulação grosseira da ZAC. Com o aumento do aporte de calor, foi verificado um deslocamento da curva temperatura de transição para altas temperaturas. A microdureza da região de granulação grosseira da ZAC, foi aumentada quando variado os aportes de calor. A microestrutura desta região consiste de um mistura de FS(B) com algumas regiões de martensita de baixo C. Esta FS(B) consistiu de pacotes de FS(B) paralelos / ripas de ferrita separadas por ilhas de microfases M-A. Esses pacotes de FS(B) aumentam com o aumento do aporte de calor. O constituinte M-A foi decomposto em carbeto após o alívio de tensões.

Propriedades da região de granulação grosseira da ZAC e Microestrutura:

Em geral, a tendência é diminuir a tenacidade com o aumento do aporte de calor, causado por dois fatores principais: o aumento na região de granulação grosseira e crescimento da microestrutura da ZAC . Analisando a tenacidade a partir do ensaio Charpy, em que o corpo de prova foi retirado na região adjacente a linha de fusão, foi verificado que a alta tenacidade foi atribuída a FA do metal de solda e FP(I) no metal base. A microestrutura da ZAC varia com o aporte de calor, encontrando-se desde FS(B) com regiões de martensita de baixo carbono até FS(UB)

apresentando baixa resistência á fratura por clivagem, provocando a diminuição de sua tenacidade. Com o alívio de tensões tem-se a tenacidade da ZAC aumentada, quando utilizado aporte de calor entre 2 - kJ/mm e diminuída quando os valores forem próximos a 4 kJ/mm.

DOLBY (1979) relacionou os fatores metalúrgicos e procedimentos de soldagem que melhoram a tenacidade da ZAC em aços de baixo C e baixa liga. As fraturas frágeis podem iniciar sua propagação a partir de defeitos que são inicialmente localizados ou se propagam em função do serviço aplicado dentro da ZAC. O trincamento da ZAC será determinada pelas propriedades microestruturais, podendo estar relacionado ao H, ou pelo reaquecimento, ou pela fadiga, ou falha de raiz ou falta de fusão na parede lateral

O principal problema está relacionado com o tamanho do grão austenítico desenvolvido durante o ciclo térmico da solda. Nestas soldas a fratura pode iniciar dentro da ZAC por clivagem, ou por coalescência de microvazios, em ligas de baixo carbono. A transição de clivagem para coalescência de microvazios ocorreu com o aumento da temperatura para cada aço, refletindo a dificuldade em iniciar a fratura por clivagem em altas temperaturas. Nas regiões de granulação grosseira da ZAC não reaquecidas, podem acontecer fraturas estáveis em 0°C para qualquer aporte de calor, caindo a tenacidade em aços baixo C, que foi associado ao tamanho de grão da austenita e também a alta quantidade de martensita. Para alto aporte de calor e portanto baixas taxas de resfriamento, há a produção de microestruturas grosseiras que mesmo com baixa dureza da ZAC provoca baixa resistência á clivagem. Baixos aportes de calor e baixa tenacidade se dão devido ao resfriamento rápido, produzindo microestruturas duras contendo uma mistura de FS-M. A resistência á clivagem dos aços C-Mn, varia com o teor de C , com o aumento do Mo e Ni, diminui a temperatura de transição melhorando sua tenacidade; ou seja sua tenacidade é prejudicada em função do aumento do aporte de calor e aumento dos elementos microligantes. A região adjacente à linha de fusão

da solda com granulação grosseira, poderá ser refinada em função das adições de Ti, promovendo o refinamento desta região nucleando a FP(I).

Com o aumento do aporte de calor, como já comentado anteriormente, ocorrerá a diminuição da tenacidade devido ao aumento do tamanho de grão da austenita; e também pela introdução da FS(B) na estrutura martensítica. Para tais fatores é necessário conseguir um alta resistência á clivagem com o aumento do aporte de calor, afinar a granulação da austenita e adequar a temperabilidade da ZAC, desenvolvendo baixa quantidade de FS(UB).

A tenacidade da ZAC pode ser melhorada com a adição do Ca e Zr (Terras Raras) ou usando a desgaseificação, pois diminui as inclusões presentes no aço.

Para melhorar a tenacidade da ZAC foi necessário o uso de tratamentos térmicos após soldagem, em torno de 600°C, para aços baixo C. O endurecimento por precipitação durante o tratamento térmico retardará a recuperação da tenacidade da ZAC ou reduzirá a resistência á clivagem. O tratamento térmico pós soldagem em aços baixa liga é benéfico pois o efeito de endurecimento secundário é baixo em função dos elementos Cu e V.

BERSCH (1976) estudou a influência do aporte de calor sobre a tenacidade da ZAC que é determinada pela composição química do metal base e pelos efeitos do ciclo térmico, pois esta região passa por um aquecimento e conseqüente resfriamento. Esta taxa de resfriamento depende da espessura da chapa e do aporte de calor. Foram utilizados três tipos de aços e dois métodos de soldagem. No primeiro método utilizou-se vários passes com eletrodo revestido e baixo aporte de calor. O risco de trincamento foi devido ao H, tensão, deformação e microestrutura frágil. No segundo método foi utilizado Arco Submerso, sem risco de trincas, em geral o alto aporte de calor acarretará perda da tenacidade da ZAC e no metal de solda. Neste estudo foi verificado a influência do aporte de calor na $H_{máx.}$ e nos valores da tenacidade.

Nos aços testados, soldados pelo processo a Arco Submerso, não foi verificada dependência da tenacidade da ZAC com o aporte de calor. Já no outro processo foi verificada forte dependência do aporte de calor na formação de trincas abaixo do cordão.

E assim foi concluído que, o valor da tenacidade da ZAC foi mais baixo do que na chapa base, em baixo aporte de calor ($\cong 1,4 - 3,5$ kJ/mm) devido ao endurecimento, a tenacidade da ZAC é próxima ao da chapa base e finalmente a tenacidade aumentou com a diminuição do aporte de calor.

TECCO (1992) estudou o efeito do ciclo térmico da soldagem sobre a tenacidade. O teste empregado foi Charpy, e os corpos de prova foram entalhados na raiz da solda, para compensar as variações da ZAC, dentro do ciclo térmico.

Os resultados mostraram que o nível de encruamento pode ser um meio controlador da tenacidade da ZAC. O ciclo térmico pode não ser suficientemente baixo para eliminar a direcionalidade das placas encruadas em uma escala microscópicas. Aços de baixo carbono (ARBL) apresentam simultaneamente propriedades superiores e resistência ao trincamento a frio induzido pelo H sobre os aços não ligados, com vantagens de peso e custo. A tenacidade da ZAC é tão baixa quanto a chapa base e diminui com a diminuição do ciclo térmico. Em grandes ciclos térmicos, as regiões grosseiras da ZAC foram microestruturalmente bandiadas, como resultado de uma incompleta dissolução de C nas P originais. Para o ensaio Charpy, foram retirados corpos de prova no sentido transversal da linha de centro da solda, o entalhe em "V" foi realizado à 0,5 mm da linha de fusão. O objetivo desta configuração, estava em forçar o início da trinca na região de granulação grosseira.

Um problema clássico é estudar a tenacidade da ZAC, pois as microestruturas são heterogêneas no plano do trincamento. A dependência da tenacidade da ZAC com o ciclo térmico é muito pronunciada. A chapa base apresentando baixa tenacidade com orientação transversal foi insensível ao ciclo térmico e não apresentou melhora ou prejuízos de sua

tenacidade. Em condições como soldado, a tenacidade do metal base não foi afetada. Isso ilustra que o ciclo térmico insuficiente resultando em uma recuperação completa da microestrutura e anisotropia. Finalmente concluiu-se que a microestrutura final, composição química, temperatura de transformação, dureza, tamanho de grão austenítico poderiam ser conhecidos para relacionar a dependência da tenacidade com o ciclo térmico para quaisquer materiais.

WELLAND(1989) estudou as variações dos processos de soldagem (Soldagem com eletrodo revestido, Soldagem com arame tubular e soldagem TIG), em que a ausência da escória minimiza o risco da variação da taxa de resfriamento de um teste qualquer, embora a ausência de metal de preenchimento conserve a solda tão dura quanto a ZAC, excedendo á 400HV. O teste de dureza selecionado foi Vickers, por identificar a ZAC, com baixo aporte de calor. A carga selecionada foi de 10 kg. O efeito do gradiente de dureza da ZAC, foi minimizado pela especificação desta penetração e a leitura será realizada distante da linha de fusão mais ou menos o valor do comprimento da diagonal (o distanciamento é $\leq 2d$ da linha de fusão). Foram realizados os testes, conhecendo-se a dureza da ZAC através do CE o que não foi um dado confiável para relatar a tenacidade da ZAC. Com os resultados obtidos, verificou-se que grandes seções são melhores soldadas com alto aporte de calor do que com pré aquecimento.

Foi estabelecido a taxa de dureza na qual poderia ocorrer um trincamento na ZAC da solda. A taxa de H no metal de solda foi de 10-15ml/100g e foi observado a condição de trinca ou não no contorno, quando o aporte de calor foi aumentado. A trinca poderia ocorrer quando a dureza estivesse entre 400-410HV₁₀.

No uso do teste de dureza com a escala Vickers, há maior risco de erro do operador, devido a medida da diagonal ser feita visualmente. Usando carga de 10 kg e uma dureza verdadeira de 350 HV, poderá haver um erro de 2% entre os valores lidos por diferentes operadores.

HANNERZS (1976) analisou os aspectos referentes á fragilização da ZAC mostrando uma queda da tenacidade e aumento considerável na resistência mecânica, atribuídas ao endurecimento pela precipitação de carbonetos e nitretos. Os aços analisados foram: aço C-Mn com: 0,19%C, 1,33%Mn e aço com P livre com: 0,03%C, 2,03%Mn, e para ambas as ligas foram variados os percentuais de Nb.

Inicialmente para os aços C-Mn foram usadas soldas simuladas e reais e foi estudado a $H_{máx.}$ e resistência mecânica na ZAC. Nos aços microligados, os elementos como o V, Nb, Al, Zr ou Ti como é sabido, desempenham papéis fundamentais, decorrente de suas afinidades com o N, O e C, o que estabelece o comportamento dos mesmos como refinadores de grão e suas influências sobre o crescimento de grão da austenita anterior. Em temperaturas elevadas, provenientes do ciclo térmico, ocorre a dissolução dos carbetos e nitretos com o conseqüente crescimento de grão da austenita. No resfriamento subsequente, uma precipitação muito fina destes carbetos e nitretos, endurecerá a matriz. As diferentes temperaturas de dissolução para os diferentes carbetos e nitretos influenciam não somente as propriedades do chapa base, como também as propriedades da ZAC. Uma diminuição no tamanho de grão, da austenita anterior aumenta a área de contornos de grão, favorecendo a nucleação da ferrita nestes contornos, resultando em pequenas quantidades de microconstituintes de baixa tenacidade e a soldagem pode ser considerada como um tipo de tratamento térmico para a ZAC e estas características governam a soldabilidade dos aços microligados.

KOÇAK (1992) estudou a tenacidade a fratura em aços microligados especialmente aqueles ligados ao Ti, promovendo o refinamento da granulação grosseira da ZAC alcançando alta tenacidade. A granulação grosseira da ZAC, representa uma região de baixa tenacidade, susceptível á trincas, evidenciado pelo ciclo térmico da solda com temperatura máxima em torno de 1300°C, o que levou a um pronunciado crescimento de grão, dissolução das partículas e formação de estruturas de

alta dureza transformadas durante o resfriamento. Para se evitar este possível crescimento de grão, foi adicionado neste aço estudado o Ti, para que combinado com o N, apresente diminuição da solubilidade do N (< 80 ppm) na FS, formando finos precipitados.

Aços ligados ao Al e Nb, diminuem temperatura máxima do ciclo de soldagem para 1100°C e as propriedades microestruturais e tenacidade são superiores em aços microligados ao Ti. Um suficiente percentual de precipitados remanescentes, não dissolvidos na ZAC, agiriam como sítios de nucleação da FS. A otimização em números e tamanhos das partículas podem melhorar a relação microestrutura/tenacidade da ZAC. A introdução de oxi-sulfetos de Ca, refina o grão, devido a sua estabilidade em altas temperaturas.

Pequenas adições de Cu, foram introduzidas para aumentar a resistência, devido a diminuição do teor de C.

O Ni apresenta efeito benéfico na tenacidade da chapa base, apresentando influência positiva no mecanismo da fratura, levando a uma melhora da tenacidade dentro da região grosseira da ZAC. Carbetos de Cr e Mo não foram utilizados para melhorar a temperabilidade.

Através das análises microestruturais da região grosseira da ZAC, foi constatado a presença de ferrita primária no contorno de grão austenítico, e também FS(UB) misturada com FS(SP). Não foi verificado a presença da FA. Uma microestrutura fina da ZAC foi visível no contorno de grão da austenita, mas com 1% de FP e FS(A), reduzindo substancialmente o percentual da FS(B). A partir de testes de Charpy foi revelado que não ocorreram melhorias da tenacidade na linha adjacente à fusão.

2.4 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA SOBRE A TENACIDADE:

WANG (1990) analisou a tenacidade da ZAC, em função dos elementos microligantes (V, Nb, Ti) em diferentes aportes de calor e também sobre o efeito do Si, agindo com o Ti; e do C agindo sobre o Ti somente.

A tenacidade da ZAC depende basicamente de uma complexa interação entre composição química da chapa base, microestruturas, tamanho de grão, partículas dissolvidas e reprecipitadas. Visto que, agindo de acordo com o aporte de calor, algumas partículas se dissolveram ou reprecipitaram durante o ciclo térmico. Para alto aporte de calor (baixa taxa de resfriamento), o Nb diminuiu a tenacidade da ZAC, embora as diferentes adições de elementos, possam apresentar situações mais complexas, pois estes elementos ao se precipitarem podem endurecer e nuclear FA. Durante o exame metalográfico da ZAC, foi encontrado FP(I) ou FP(G), FS(SP) e constituintes intergranulares: FC e ou M-A.

Analizando os resultados obtidos, em aços ligados ao Ti, utilizando alto aporte de calor, a tenacidade na ZAC foi baixa, se comparado aos aços ligados ao Nb, V, e Ti. A melhora da tenacidade é conseguida com a microestrutura FA, por ser a mais refinada.

A FS grosseira agiu como núcleo de fratura a clivagem e grande quantidade desta FS abaixando a resistência por clivagem e também a temperatura de transição. A σ_E diminui mais rapidamente do que a tenacidade à fratura por clivagem. Aumentando o Si de 0,26 para 0,56%, aumentou a temperabilidade, promovendo a formação de FA / P e isto abaixou sua tenacidade.

Kim(1991) relaciona o fenômeno da zona frágil local nos aços ARBL. Os processos micromecânicos envolveram a formação de microvazios e clivagem identificados através de teste, podendo ser controlados por fatores metalúrgicos como o tamanho de grão austenítico e martensita de alto carbono. Através do ensaio de impacto método Charpy mostrou uma queda da energia absorvida com o aumento da martensita ou seja a martensita é um fator controlador da tenacidade da ZAC. Devido sua alta dureza e susceptibilidade a trincas e o fenômeno da zona frágil local da região grosseira da ZAC, e este fenômeno pode ser explicado pela morfologia e quantidade da martensita, e isto foi relacionado com a composição química e o ciclo térmico local, incluindo tratamentos pós soldagem.

A zona de granulação grosseira da ZAC pode ser dividida em quatro zonas, de acordo com a temperatura de reaquecimento:

- * **Zona de Granulação Grosseira Subcrítica** = reaquecimento acima de A_1
- * **Zona de Granulação Grosseira Intercrítica** = reaquecimento entre A_1 e A_3
- * **Zona de Granulação Grosseira Supercrítica** = reaquecimento acima A_3 e abaixo de 1200°C .
- * **Zona de Granulação Grosseira Não alterada** = reaquecimento acima de 1200°C

Sabe-se que a região de granulação grosseira da ZAC, apresentando baixa tenacidade e a zona frágil local tornou-se um problema sério com relação a tenacidade à baixa temperatura, devido ao grão grosseiro, FS(UB), martensita e precipitados. As microestruturas foram formadas a partir da austenita de granulação grosseira. Nas regiões de granulação grosseira Não alterada e Intercrítica exibe-se microestruturas de granulação grosseira, tais como FS(UB), FP(G), martensita e FS(UB).

Utilizando o aquecimento para as regiões intercríticas, estabilizando a austenita, e resfriando até a temperatura ambiente, a martensita é transformada ou outros produtos de transformações por difusão. Nas regiões intercríticas, a austenita foi nucleada e cresceu ao longo do contorno das ripas de FS(B). Sobre o resfriamento, parte da austenita é transformada em martensita. Com alta porcentagem de martensita na região de granulação grosseira da ZAC, foi verificado uma baixa energia absorvida durante o teste Charpy. Através da análise da fractografia, o tamanho das facetas de clivagem está correlacionada com o tamanho de grão austenítico. Os vazios são nucleados por decoesão da martensita em matriz ferrítica, e nas interfaces foi verificado finos precipitados de Fe_3C .

O ponto de partida para interpretar o mecanismo da fratura da região de granulação grosseira com martensita é fratura dúctil com iniciação de microvazios ou microtrincas. Os microvazios iniciais tornam-se grandes ao longo das interfaces adjacentes a matriz ferrítica, submetendo-se a

deformação plástica e então as ilhas de martensita foram quebradas e por último crescem os microvazios. Finalmente este crescimento de vazios, encadearam fratura dúctil ("dimples"), assim que tornar-se suficientemente grande. O tamanho dos microvazios podem ser avaliados com relação aos espaçamentos das ilhas martensíticas, associado aos vazios, quando o modo da fratura é dúctil.

Quando a fratura frágil é dominante, sugere que o estágio do início de microvazios seja similar a fratura dúctil. O crescimento de vazios ocorrem por clivagem, o primeiro microvazio formou-se na interface martensita-ferrita, propagando uma trinca por clivagem, até que a trinca alcance o contorno de grão da austenita inicial. Isto foi responsável pela redução da tenacidade da região de granulação grosseira da ZAC, através do efeito da decoesão das interfaces.

Julgou-se então que, a nucleação de microtrincas ou microvazios na matriz ferrítica, foi muito próximo à interface martensita - ferrita, nas regiões fortemente deformadas, propagando ao longo destas interfaces e então as trincas secundárias foram formadas. As ilhas de martensita, apresentaram um importante papel no início da fratura á clivagem, reduzindo a tenacidade na região grosseira intercrítica da ZAC. O tamanho de grão é um importante fator controlador da energia absorvida no teste Charpy. As superfícies fraturadas mostraram que as estruturas da região de granulação grosseira da ZAC, apresentaram maiores facetas por clivagem, do que aquelas da região de granulação fina da ZAC.

A transição de alta tenacidade da região de granulação fina da ZAC para a baixa tenacidade da região de granulação grosseira da ZAC, coincide com a variação da microestrutura, incluindo o tamanho de grão austenítico inicial, variando com a temperatura máxima. A diminuição da energia ao impacto foi atribuído ao aumento da quantidade da martensita formada.

O N em baixo percentual, utilizando baixo aporte de calor, diminuirá a resistência á clivagem na região da ZAC. Já na temperatura ambiente este elemento, é um possível meio fragilizante da ZAC.

KOÇAK (1992) pesquisou o efeito do N nas propriedades fragilizantes, pelo encruamento a frio e tenacidade, pois dissolvido na matriz de Fe, impediu a movimentação atômica e então aumentou a resistência mecânica. Na soldagem, foi verificado o efeito do envelhecimento causado pela têmpera e o efeito do encruamento a frio como um resultado de resfriamento rápido e da deformação plástica respectivamente. Toda deformação plástica, na ausência de subsequente envelhecimento causará fragilização. Foi observado que, para altas taxas, na forma combinada ou não, a deformação e envelhecimento causaram um deslocamento da temperatura de transição. Os ciclos repetitivos das tensão da soldagem e a variação microestrutural, poderiam influenciar fortemente a fragilização durante o procedimento de encruamento a frio. Foram analisados os seguintes fatores fragilizantes: a influência da quantidade do N e das soldas com multipasses.

As composições foram ajustadas para manter o C, Mn e Si para manter outros elementos de liga (particularmente os formadores de nitretos) tão baixo quanto possível. As microestruturas do metal de solda na condição como soldado, consistiu de regiões de FA delineada por uma outra FP(G). As regiões reaquecidas de granulação grosseira, é constituída de FA, com tendências a poligonizar. As regiões de granulação fina exibe FP(I) equiaxial contendo algumas delas partículas de segunda fase desorientada, provavelmente retidas da FA durante a poligonização. Há de fato, variação microestrutural em função dos elementos de liga e o N. A diminuição da FA associada ao aumento da FP e FS, sugere a fragilização do metal de solda. O aumento distinto da dureza da FA, está relacionado com o aumento da porcentagem de N, sob as mesmas condições. Como era de se esperar as altas durezas, são conseguidas sob a condição como soldado, devido ao seu efeito combinado, preso nas discordância (efeito de endurecimento/envelhecimento por solução) e aumentando a formação de carbeto, carbonitretos e nitretos. O aumento da dureza por solução sólida, como soldado e tratado por alívio de tensões é atribuído á presença de pequenos átomos de N posicionados entre os átomos de Fe, distorcendo o reticulado cristalino, levando a alta dureza e o aumento da quantidade da

FS. É conhecido que a tenacidade do metal de solda contendo fortes elementos formadores de nitretos, é prejudicada com o aumento do teor de N. Na condição como soldado, foi exibido baixa tenacidade a fratura para toda taxa de N. Com baixo percentual de N no metal de solda, utilizando o alívio de tensões nas condições como soldado, melhoram a tenacidade. Tratamentos térmicos de alívio de tensões, pós encruamento a frio, restauram marginalmente a tenacidade somente na região superior da curva, e pode-se observar que o N, aumentou a temperatura de transição a cerca de 15-20°C. Mas, o tratamento térmico pós soldagem apresentou um aumento significativo na temperatura de transição á cerca de 50°C. A redução da tenacidade, com o aumento do N na condição de como soldado e com alívio de tensões são atribuídos as variações microestruturais, diminuindo a FA. As variações microestruturais foram resultantes do aumento da estabilidade da austenita devido a alta porcentagem de N dissolvido no metal de solda. A melhora da tenacidade apresentada pelo alívio de tensões nos aços como soldado ou encruado a frio diminui com o aumento do N devido ao efeito de retardamento da dissolução de átomos de N na matriz.

Fraturas frágeis revelaram que na condição como soldado, o tipo de trinca exibiu crescimento da trinca a cerca de 100µm em baixas taxas de N. O aspecto da fratura é de quase-clivagem, quando utilizados altas taxas de N.

Dependendo do percentual de elementos de liga foi verificado como microestruturas predominantes FP, FS(B₀) e martensita em função das taxas de resfriamento. Nos aços endurecíveis, um aumento do C (0,04 - 0,06%) resultou em aumento na resistência mecânica. É possível concluir então que a melhoria da tenacidade será conseguida através do refino da microestrutura pela dupla austenitização ou pela laminação controlada antes do tratamento térmico.

WILSON (1988) em seu estudo, relatou as propriedades e microestruturas de chapas de aços, estabilizadas pela precipitação do Cu. Nas aplicações destes aços, a alta resistência e excelente tenacidade são

propriedades críticas, aliando a boa soldabilidade em aços baixo- C. A laminação controlada confere alta resistência e tenacidade em chapas finas.

Usando os aços:

ARBL - 80/ A710 levou a uma interrelação da resistência, tenacidade, espessura

ARBL - 100 com alto percentual de Ni, Cu, Mn, e Mo

ARBL - aço com composição intermediária aos dois anteriores

Abaixo segue relacionado as influências dos principais elementos presentes nas ligas estudadas:

- Baixos teores de C melhoram sua soldabilidade, podendo ser soldados com pouco ou nenhum pré-aquecimento, melhorando também sua tenacidade e pequenas variações afetariam drasticamente a resistência.
- A seguir o Cu propicia a precipitação de partículas, durante o envelhecimento, aumentando a resistência. Além de melhorar a temperabilidade, também foi o responsável pela diminuição da taxa de revenimento das regiões de FS(B) e martensita.
- Para o elemento Ni, ocorreu um aumento na temperabilidade, promovendo alta tenacidade. Em quantidades maiores que 0,7% evita-se a fragilidade a quente quando associado ao Cu.
- Cr e Mo, ambos retardaram a precipitação durante o resfriamento, influenciando na cinética de transformação nestes aços aumentando a temperabilidade pela demora do início de formação da FP(I) e também retardaram o revenimento durante o tratamento de envelhecimento.
- Nb refina o grão austenítico, durante a laminação a quente.

A influência destes elementos na temperatura B_s é determinada pela seguinte equação:

$$B_s(^{\circ}C) = 830 - 270(\%C) - 90(\%Mn) - 37(\%Ni) - 70(\%Cr) - 83(\%Mo) \quad (1)$$

E a M_s é dado pela seguinte fórmula:

$$M_s(^{\circ}C) = 512 - 453(\%C) - 16,9(\%Ni) + 15(\%Cr) - 9,5(\%Mo) + 217(\%C)^2 - 71,5(\%C * \%Mn) - 67,6(\%C * \%Cr) \quad (2)$$

Com o aumento dos elementos de liga o refinamento é conseguido através do abaixamento das temperaturas B_s e M_s aumentando sua resistência; o valor do CE é dependente dos elementos de liga; a localização da FP nas curvas TTT. Pequeno aumento no C contido, aumentou a temperabilidade e, devido aos precipitados grosseiros de Cu, uma subestrutura grosseira de discordância, foi formada melhorando a ductilidade e tenacidade. Sobre a soldabilidade, os precipitados de Cu dissolvidos na ZAC, produzem uma reprecipitação destas partículas, com posterior alívio de tensões impedirá o trincamento interno do grão.

-
- (1) STEVEN, W.; HAYNES, A.G.(1980) apud WILSON, A. D. ; HAMBURG, E. G.; COLVIN, D. G. ; THOMPSON, S. W. ; KRAUSS, G. (1988) *Properties and microstructures of copper precipitation aged plate steels*. ASM INTERNATIONAL IN CONJ. WITH THE 1988 WORLD MATERIALS CONGRESS, Chicago, p. 259-274.
- (2) ANDREWS, K.W. (1965)apud WILSON, A. D. ; HAMBURG, E. G.; COLVIN, D. G. ; THOMPSON, S. W. ; KRAUSS, G. (1988) *Properties and microstructures of copper precipitation aged plate steels*. ASM INTERNATIONAL IN CONJ. WITH THE 1988 WORLD MATERIALS CONGRESS, Chicago, p. 259-274.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Materiais

Os estudos das estruturas eram inicialmente voltados ao σ_R e em sua composição química, o C era o elemento principal. Lembrando que, o C aumenta a resistência e diminui a resistência ao impacto e a soldabilidade. Devido a necessidade de melhorar a soldabilidade, exigiu-se diminuir o teor de C e para manter a resistência foi adicionado o Mn. As falhas catastróficas das estruturas soldadas levaram ao reconhecimento da importância do controle da tenacidade e do σ_E .

Porém, em nossa proposta de trabalho, o conhecimento do comportamento de um aço da série ARBL soldado, é de suma importância. E para atingir os objetivos propostos, foram utilizados como materiais de adição o arame de composição conhecida e o fluxo granulado. Na Tabela 1 é mostrado a composição química nominal do fluxo.

TABELA 1 - Composição química do fluxo OP-121-TT

Elementos	%
SiO ₂ + TiO ₂	15
CaO + MgO	35
Al ₂ O ₃ + MnO	20
CaF ₂	25
outros	5

Foram utilizados o arame EM12K (classificação de acordo com AWS), com diâmetro nominal de 4,0mm, para a chapa de aço ARBL do tipo USI-SAC-50, resistente á corrosão atmosférica com 38,1mm de espessura, cujas composições foram apresentadas na Tabela 2.

TABELA 2- Composição química da chapa base e do eletrodo,

Elementos	Chapa Base	Arares EM12K
C	0,140	0,110
Si	0,439	0,270
Mn	1,325	1,110
P	0,029	0,020
S	0,008	0,010
Cr	0,523	0,020
Ni	0,172	0,012
Mo	-----	-----
Al	0,043	-----
Cu	0,374	0,020
O ₂	40	250
N ₂	33	53

*os percentuais do O e N estão em ppm e os demais em porcentagem de peso

3.2 Métodos

As chapas laminadas, foram inicialmente cortadas pelo processo de oxi-corte com as seguintes dimensões 550x120x38,1mm, e o corte foi realizado na direção paralela ao da laminação da chapa. Estas tiras foram preparadas posteriormente, usinando um chanfro em “V” com ângulo de 50°, ao longo de seu comprimento, no centro da sua largura. O vértice do chanfro forma uma base plana de 3mm de comprimento a uma profundidade de 10mm, como mostrado na Figura 1. Os cuidados foram tomados com

relação a limpeza do chanfro, a fim de retirar toda a graxa e o ferrugem, evitando a contaminação da solda.

FIGURA 1 - Dimensões do chanfro da chapa base

Para o procedimento da solda, foi utilizado um equipamento BAMBOZZI, com características estáticas, com tensão constante, modelo TRR-3600, 600 A, 40 V, e 36kVA a 100%. A extensão do eletrodo para soldagem foi de 32,0 mm e a soldagem foi realizada em corrente contínua e polaridade positiva, em único passe, sem pré-aquecimento.

As condições de soldagem empregadas foram mostradas na Tabela 3.

TABELA 3 - Condição de soldagem

Condição nº.	1	2	3	4
CORRENTE [A]	600	600	600	600
TENSÃO [V]	25	25	25	25
VELOCIDADE DE SOLDAGEM [cm/min]	19,5	20,94	24	25,5
APORTE DE CALOR [kJ/mm}	4,61	4,29	3,75	3,53

Os cálculos utilizados para obtenção do aporte de calor foi o seguinte:

$$H = \frac{I * V * 60}{v_s * 1000}$$

onde:

H é o aporte de calor (cm/min)

V é a tensão do arco (V)

I é a corrente de soldagem (A)

v_s é a velocidade de soldagem (cm/min)

Os corpos de prova , foram retirados das chapas previamente soldadas, nas condições mostradas na Tabela 3, cortados em serra Franho, em barras de 10mm de espessura, para a análise macrográfica, micrográfica, teste de dureza e teste Charpy.

As identificações dos corpos de prova seguiu o seguinte critério:

1º. Para os corpos de prova na condição como soldado os dígitos:

(1) para aporte de calor 4,61 kJ/mm;

(2) para aporte de calor 4,29 kJ/mm;

(3) para aporte de calor 3,75 kJ/mm;

(4) para aporte de calor 3,53 kJ/mm

ou

CB = para a chapa base

2º. Foi utilizado a letra "T" quando o material foi tratado termicamente, ou seja o material foi submetido a um tratamento térmico de alívio de tensões á 580°C durante uma hora.

3º. Para os corpos de prova de impacto, foram retirados seis amostragens, para cada aporte de calor, partindo da extremidade inicial soldada. As identificações foram realizadas da seguinte maneira:

A, B, C = seqüência de retirada dos corpos de prova.

1º. dígito = referente ao aporte de calor

2º. dígito = referente a temperatura em que foi realizado o ensaio de

Impacto:

1 quando realizado o ensaio de impacto á -25°C

2 quando realizado o ensaio de impacto á -10°C

T = referente ao corpo de prova que foi tratado termicamente

3.2.1 Composição Química

O efeito da composição química esta ligado ao CE, pois a adição de certos elementos de liga afetam diretamente a sua temperabilidade e deve-se lembrar que, a taxa de dureza e resistência é de total importância para o controle da resistência ao impacto. O carbono equivalente é dado por:

$$CE_{II} = \%C + \frac{\%Si}{24} + \frac{\%Mn}{5} + \frac{\%Cu}{10} + \frac{\%Ni}{18} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Mo}{2,5} + \frac{\%V}{5} + \frac{\%Nb}{3}$$

(KLUKEN et al 1992)

Além disso, o tempo de resfriamento($\Delta t_{8/5}$) entre 800° e 500°C é um parâmetro aceito para representar as condições térmicas sob as quais ocorrem a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ KLUKEN et al. (1992).

3.2.2 Análise metalográfica

As análises metalográficas consistiram de exames macrográficos e micrográficos, onde os corpos de prova foram retirados transversalmente a solda.

3.2.2.1 Preparação do corpo de prova para macrografia:

Inicialmente foi realizado a análise macrográfica com o objetivo de avaliar as características das juntas soldadas bem, como: a extensão e penetração da ZAC como mostrado na Figura 2 .

Os corpos de prova foram retificados e polidos, seguido de ataque químico com o seguinte reagente: 15 ml de ácido HNO_3 , 5 ml de álcool etílico, 85 ml de água destilada. Os corpos de provas devidamente atacados, foram fotografados e então comprovada a extensão e penetração da ZAC. De acordo com as variações do aporte de calor, e usando o método da pesagem das fotos , em balança de precisão, possibilitou então, calcular a área da ZAC pelo método comparativo. A partir de uma área e peso conhecido, chegou-se a valores de áreas representativos para ZAC nos quatro aportes de calor, utilizando as seguintes equações:

$$S_{ca} = \frac{S_c * p_f}{p_c}$$

$$S = \frac{S_{ca} * 100}{(a * 10) * (a * 10)}$$

onde:

S = Área corrigida (mm^2)
 S_{ca} = Área corrigida ampliada (mm^2)
 S_c = Área conhecida (mm^2)
 p_f = Peso da foto (g)
 p_c = Peso conhecido (g)
a = aumento da foto

FIGURA 2 - Análise da ZAC da solda

3.2.2.2 Análise micrográfica

O objetivo principal foi caracterizar os produtos de transformação da austenita na região de granulação grosseira da ZAC, em uma posição logo abaixo da linha de fusão.

Os corpos de provas foram inicialmente retirados das chapas soldadas, utilizando o processo por corte abrasivo, devidamente refrigerados, para que não houvesse a queima dos corpos de prova. O procedimento para a preparação das amostras para a micrografia segue abaixo:

1º. Lixamento: Os corpos de prova foram lixados em lixas d'água de 80/150/220/320/400/600 granas.

2º. Polimento: Foi realizado com pasta de diamante de 6 μm , 3 μm , e 1 μm .

3º. Ataque: O ataque utilizado foi Nital 2% (2% Ácido Nítrico e 98% de álcool etílico)

4º. Observação: Foi feita em microscópio óptico com aumento de 200 vezes.

5º. Fotografias: Realizadas em Microscópio Óptico Metallovert - Variophoto (Leica)

3.2.3 Ensaios mecânicos

Os ensaios mecânicos foram realizados com o objetivo de relacionar as variações dos aportes de calor, com a dureza, resistência ao impacto e os produtos de transformação na região de granulação grosseira da ZAC da solda.

3.2.3.1 Ensaios de dureza

Dentre os diversos métodos para a avaliação da dureza, foram analisados cinco pontos distintos adjacentes a linha de fusão da solda, como mostra o trabalho de WELLAND (1989). Sob as mesmas condições de soldagem, os valores de dureza foram utilizados como parâmetro direto, para conhecimento da temperabilidade da ZAC em aços estruturais. Em vista das orientações pré - estabelecidas, para medição da dureza, foi utilizado o ensaio de dureza Vickers, com carga de 10 kg, em cinco penetrações, distribuídas simetricamente em torno da linha de fusão, cuja distância não ultrapasse o comprimento da deformação ou seja da diagonal da pirâmide, conforme mostra a figura 3

FIGURA 3 - Medida de dureza realizada na região de granulação grosseira da ZAC

3.2.3.2 Ensaio de Impacto Charpy

Este teste foi utilizado objetivando avaliar a resistência ao impacto através do método Charpy na região de granulação grosseira da ZAC. Os corpos de prova foram retirados de uma posição, perpendicular ao eixo da solda, e submetidos aos trabalhos de usinagem ou seja aplainados e retificados com as dimensões nominais de 10 x 10 x 55 mm, estabelecida pela norma ASTM E-23-91, como mostrado na Figura 4. A máquina de impacto utilizada foi AMSLER com capacidade de 300 J. Com relação ao entalhe, utilizou-se uma máquina fresadora de precisão, a partir da superfície, onde o vértice do entalhe está localizado o mais próximo possível da linha de fusão, possibilitando a ocorrência de início da fratura inteiramente dentro da região de granulação grosseira da ZAC. A figura 4 mostra esquematicamente a localização do entalhe, na região de granulação grosseira da ZAC, nos corpos de prova Charpy. Os corpos de provas foram ensaiados em duas temperaturas diferentes, ou seja -25° C e -10° C em duas condições como soldado e como tratado termicamente com alívio de tensões.

FIGURA 4 - Localização do entalhe no corpo de prova Charpy

1. cordão da solda
2. zona afetada pelo calor
3. corpo de prova Charpy
4. chapa base

A seguir, com os corpos de prova Charpy, devidamente preparados e atacados para a macrografia, foram analisados ao microscópio com aumento de 6,4 vezes e fotografados. Nas Figuras 5 (a) ;

(b) e 6 (c), e (d) seguem as macrografias dos corpos de prova de impacto onde: a foto (a), representa a região de granulação grosseira utilizando o aporte de calor 1 (4,61 kJ/mm), foto (b) para o aporte 2(4,29 kJ/mm), foto (c) para o aporte 3 (3,75 kJ/mm) e foto (d) para o aporte 4 (3,53 kJ/mm).

(a)

(b)

FIGURA 5 - Macrografia dos entalhes dos c.ps. de impacto na região de granulação grosseira da ZAC, 1 (a), 2(b), ataque 15ml HNO_3 + 85 ml de H_2O e 5 ml de etanol, aumento 6,4 vezes.

(c)

(d)

FIGURA 6 - Macrografia dos entalhes dos c.ps. de impacto na região e granulação grosseira da ZAC, 3(c) e 4(d), ataque 15ml HNO_3 + 85 ml de H_2O e 5 ml de etanol, aumento 6,4 vezes.

3.2.3.3 Análise da Fratura

O objetivo principal foi a análise do aspecto da fratura dos metais depositados com quatro aportes de calor, rompidos no teste de impacto Charpy nas temperaturas de -25°C e -10°C . As superfícies das soldas fraturadas, foram observadas por meio de microscopia eletrônica computadorizada Zeiss DSM 960.

4. Resultados

4.1 Cálculo do Carbono Equivalente

Em função dos dados obtidos, com relação a composição química, chegou-se:

$$CE_{II} = 0,57 \quad (\text{KLUKEN} - 1992 \text{ pág. 46})$$

4.2 Exames Metalográficos

4.2.1 Exame Macrográfico

As macrografias das soldas foram mostradas na Figuras 7 á 10 mostrando a penetração de acordo com o aporte de calor utilizado.

Na Tabela 4, tem-se os resultados conseguidos da área da penetração da ZAC, chegando ao propósito que com o aumento do aporte de calor, aumentou-se a área da ZAC.

TABELA 4 - Área da ZAC

número da foto	aporte de calor [kJ]	peso da foto [g]	área ampliada [mm ²]	área corrigida [mm ²]
1	2,73	0,36051	1411,5504	189,3961
2	2,78	0,34870	1365,3288	176,6638
3	2,73	0,28467	1114,624	149,5557
4	2,73	0,25731	1007,4979	135,1820

Obs.: o nº. das fotos estão relacionados com os aportes de calor e a área conhecida é de 900 [mm²] e o peso é de 0,22986 [g]

Nota-se que a medida que o aporte diminui, diminui também a área da solda, caracterizando uma redução de penetração da solda.

FIGURA 7- Macrografias das soldas para o aporte de calor 1, aumento de 2,6 vezes.

FIGURA 8- Macrografias das soldas para o aporte de calor 2, com o aumento de 2,6 vezes.

FIGURA 9- Macrografias das soldas para o aporte de calor 3, com o aumento de 2,6 vezes.

FIGURA 10- Macrografias das soldas para o aporte de calor 4, com o aumento de 2,6 vezes.

4.2.2 Exame Micrográfico

A micrografia da chapa base com e sem alívio de tensões e são mostradas nas Figuras 11 e 12 respectivamente. Com relação a chapa base na condição de soldado, foi verificado uma mistura de FP e P, mostrando uma textura bandeada, com granulação heterogênea e alinhamento característico do processo de fabricação. E para a chapa base tratada térmicamente, foi verificado o coalescimento dos carbeto, além da eliminação da estrutura bandeada de FP e P.

Direção de laminação

FIGURA 11 - Microestrutura da chapa base, na condição como recebido, ataque Nital 2%, aumento 200 vezes.

FIGURA 12 - Micrografia da chapa base, na condição de tratado termicamente. Ataque Nital 2%, aumento 200 vezes

A seguir foi analisado as micrografias da região de granulação grosseira da ZAC, quando utilizado os aportes de calor maiores, 4,61 e 4,24 kJ/mm, formada a partir de uma microestrutura austenítica de granulação grosseira. apresentando então uma morfologia de FA, e alguma FP(I).

Com relação aos aportes de calor menores 3,75 e 3,53 kJ/mm, a micrografia da região de granulação grosseira da ZAC, formada a partir de grãos austeníticos menores, mostrando feixes de FS(B) finamente distribuídos.

A seguir , as Figuras 13, 14, 15 e 16 apresentam as micrografias das regiões de granulação grosseira da ZAC, para as soldas 1, 2, 3 e 4 na condição como soldado.

FIGURA 13 - Microestruturas da região de granulação grosseira da ZAC, para as soldas 1, apresentando ferrita acicular refinada e alguma ferrita poligonal. Ataque Nital 2% e aumento de 200 vezes.

FIGURA 14 - Microestruturas da região de granulação grosseira da ZAC, para a solda 2, apresentando ferrita acicular e ferrita poligonal. Ataque Nital 2% e aumento de 200 vezes.

FIGURA 15 - Microestruturas da região de granulação grosseira da ZAC, para a solda 3, apresentando feixes de bainita, finamente distribuída. Ataque Nital 2% e aumento de 200 vezes.

FIGURA 16 - Microestruturas da região de granulação grosseira da ZAC, para a solda 4, apresentando feixes de bainita. Ataque Nital 2% e aumento de 200 vezes.

As Figuras 17, 18, 19 e 20 mostram as micrografias da região adjacente a zona de fusão, ou seja na região de granulação grosseira da ZAC para as soldas 1, 2, 3 e 4 após o tratamento térmico de alívio de tensões.

FIGURA 17 - Micrografia da região de granulação grosseira da ZAC, para a solda 1, na condição de tratado térmicamente, apresentando ferrita acicular e alguma ferrita poligonal coalescimento de carbeto. Ataque Nital 2%, aumento de 200 vezes.

FIGURA18 - Micrografia da região de granulação grosseira da ZAC, para a solda 2, na condição de tratado termicamente, apresentando ferrita poligonal e coalescimento de carbeto. Ataque Nital 2%, aumento de 200 vezes.

FIGURA19 - Micrografia da região de granulação grosseira da ZAC, para a solda 3, na condição de tratado termicamente, não mostrou total decomposição da bainita, apresentando alguns grãos de ferrita poligonal e alinhamento de carbeto em contorno. Ataque Nital 2%, aumento de 200 vezes.

FIGURA 20 - Micrografia da região de granulação grosseira da ZAC, para a solda 4, na condição de tratado termicamente, apresentando grãos finos de ferrita poligonal com carbeto finos esferoidizados. Ataque Nital 2%, aumento de 200 vezes.

4.3 - Ensaios Mecânicos

4.3.1 - Ensaio de Dureza Vickers

As Tabelas 5 e 6 mostram os resultados das durezas, para cada aporte de calor utilizado, foram ensaiados sequencialmente três corpos de prova, na condição como soldado e tratado termicamente. Como visto, não houve variação significativa desta propriedade dentro da região grosseira da ZAC, para o mesmo aporte de calor, mas entre os aportes de calor diferentes, nota-se uma variação significativa.

TABELA 5 - Dureza dos corpos de prova na região de granulação grosseira na condição soldado.

Leituras realizadas*					
Soldas	1	2	3	4	5
1.1	251	258	238	242	225
1.2	264	260	249	233	264
1.3	262	249	245	266	268
Médias	259	256	244	247	252
2.1	224	260	219	245	268
2.2	233	258	264	268	264
2.3	251	258	238	254	264
Médias	236	259	240	256	265
3.1	279	279	285	264	254
3.2	266	281	272	268	281
3.3	274	274	268	274	283
Médias	273	278	275	269	273
4.1	274	266	279	281	289
4.2	285	285	283	281	283
4.3	287	281	279	283	285
Médias	282	277	280	282	286

* Leituras realizadas conforme a FIGURA 3.

Na condição como tratado térmicamente, ocorreu uma diminuição considerada de dureza para os diferentes aportes de calor utilizados, com relação ao material sem tratamento.

TABELA 6 - Dureza de corpos de prova na região de granulação grosseira na condição tratada térmicamente

Leituras realizadas*					
Soldas	1	2	3	4	5
1.1T	222	232	232	245	245
1.2T	224	232	233	247	245
1.3T	240	243	235	245	242
Médias	229	236	233	246	244
2.1T	227	227	222	240	249
2.2T	235	230	242	243	251
2.3T	219	230	232	251	247
Médias	227	229	232	245	249
3.1T	253	242	235	243	228
3.2T	236	238	240	251	240
3.3T	232	242	230	258	236
Médias	240	241	235	251	235
4.1T	238	233	249	253	264
4.2T	240	240	235	243	243
4.3T	219	224	224	238	240
Médias	232	232	236	245	249

* Leituras realizadas conforme a FIGURA 3 .

TABELA 7 - Média parcial das durezas na região de granulação grosseira da ZAC

Soldas	HV₁₀[kgf/mm²] *	HV₁₀[kgf/mm²] **
1.1	243	235
1.2	254	236
1.3	258	241
Médias	251,6	237,3
2.1	243	233
2.2	257	240
2.3	253	236
Médias	251	236,3
3.1	272	240
3.2	274	241
3.3	275	240
Médias	273,6	240,3
4.1	278	247
4.2	283	240
4.3	283	229
Médias	281,3	238,6

* médias de durezas obtidas na condição como soldado

** médias de durezas obtidas na condição tratado termicamente

Nota-se que para os aportes de calor menores, sem alívio de tensões, a dureza é maior e quando tratada termicamente, os valores de dureza, apresentam diferenças pouco expressivas.

4.3.2 Ensaio de Impacto

As Tabelas 8 e 9 e mostram os resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy na temperatura de -25°C na região de granulação grosseira da ZAC e na chapa base ensaiadas com e sem tratamento térmico e as Tabelas 10 e 11 mostram os resultados obtidos no ensaio de Impacto Charpy- 10°C , na região de granulação grosseira da ZAC e na chapa base com e sem tratamento térmico, onde os corpos de prova foram retirados seqüencialmente de A, B e C, na mesma direção do cordão de solda, caracterizando a energia absorvida para cada aporte de calor.

TABELA 8 - Resultados do ensaio de impacto Charpy, para a região de granulação grosseira, na condição como soldado, os corpos de prova foram ensaiados a -25°C

Aporte de calor				
de calor	A [J]	B [J]	C [J]	Média [J]
1.1	15,7	13,7	19,6	16,3
2.1	22,0	21,7	18,1	20,6
3.1	24,5	22,5	25,5	24,1
4.1	20,1	32,1	44,1	32,0
1.1T	17,1	12,7	15	14,9
2.1T	15,7	18,6	15,2	16,5
3.1T	26,1	28,4	23,5	26
4.1T	15,7	44,1	32	30,6

Tabela 9 - Resultados do ensaio de impacto Charpy, para a chapa base, na condição como recebida e tratada, onde os corpos de prova foram ensaiados a -25°C.

	A [J]	B [J]	C [J]	Média [J]
CB1	38,2	56,4	58,8	51,3
CB1T	58,8	25,5	17,6	34

Tabela 10 - Resultados do ensaio de impacto Charpy, para a região de granulação grossa, na condição como soldado, os corpos de prova foram ensaiados a -10°C

Aporte de calor de calor	A [J]	B [J]	C [J]	Média [J]
1.2	49	43,1	26,5	39,5
2.2	37,2	40,2	33,3	36,9
3.2	56,8	30,4	43,6	43,6
4.2	39,2	38,7	46,1	41,3
1.2T	48	49,5	40,2	45,9
2.2T	30,4	48,5	54,9	44,6
3.2T	66,6	35,8	46,6	49,6
4.2T	51,0	53,9	57,9	54,3

TABELA 11 - Resultados do ensaio de impacto Charpy, para a chapa base, na condição como recebida e tratada, onde os corpos de prova foram ensaiados a -10°C

	A [J]	B [J]	C [J]	Média [J]
CB2	49	68,6	58,8	58,8
CB2T	55,9	78,4	42,1	58,8

4.4 - Fratografia

As superfícies fraturadas dos corpos de prova de impacto Charpy nas condições de soldados e tratados termicamente, foram analisados pela técnica de microscopia eletrônica de varredura, com o objetivo de caracterizar tipo de fratura no material, produzido com diferentes aportes de calor, como também a fratura da chapa base com e sem tratamento térmico, como mostradas nas Figuras 21 a 32.

FIGURA 21 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova da chapa base na condição de como recebida, após o ensaio de impacto Charpy (-25°C), aspecto totalmente alveolar, caracterizando a fratura dúctil e apresentando uma distribuição de microvazios de tamanhos variados.

FIGURA 24. Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova da chapa base na condição de tratado termicamente, após o ensaio de impacto Charpy (-10°C), caracterizando morfologia de fratura dúctil, apresentando microvazios de tamanhos variados.

FIGURA 25 - Aspecto da superfície da fratura de um corpo de prova na condição como soldado utilizando o aporte de calor 1, após o ensaio de impacto Charpy (-25°C), apresentando facetas de quase clivagem, caracterizando a fratura frágil com alguma região dúctil.

FIGURA 24 Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova da chapa base na condição de tratado termicamente, após o ensaio de impacto Charpy (-10°C), caracterizando morfologia de fratura dúctil, apresentando microvazios de tamanhos variados.

FIGURA 25 - Aspecto da superfície da fratura de um corpo de prova na condição como soldado utilizando o aporte de calor 1, após o ensaio de impacto Charpy (-25°C), apresentando facetas de quase clivagem, caracterizando a fratura frágil com alguma região dúctil.

FIGURA 26 - Aspecto da superfície da fratura de um corpo de prova na condição como soldado utilizando o aporte de calor 1, após o ensaio de impacto Charpy (-10°C), apresentando coalescência de microvazios com aspectos de cisalhamento, caracterizando a fratura dúctil.

FIGURA 27 - Aspecto da superfície da fratura de um corpo de prova na condição como tratado termicamente utilizando o aporte de calor 1, após o ensaio de impacto Charpy (-25°C), apresentando facetas de clivagem caracterizando a fratura frágil

FIGURA 28 - Aspecto da superfície da fratura de um corpo de prova na condição como tratado termicamente utilizando o aporte de calor 1, após o ensaio de impacto Charpy (-10°C), apresentando intensa formação de microvazios, caracterizando a fratura dúctil.

FIGURA 29 - Aspecto da superfície da fratura de um corpo de prova na condição como soldado utilizando o aporte de calor 4, após o ensaio de impacto Charpy (-25°C), apresentando microvazios de tamanhos variados, caracterizando a fratura dúctil.

FIGURA 30 - Aspecto da superfície da fratura de um corpo de prova na condição como soldado utilizando o aporte de calor 4, após o ensaio de impacto Charpy (-10°C), apresentando coalescência de microvazios, caracterizando a fratura dúctil.

FIGURA 31 - Aspecto da superfície da fratura de um corpo de prova na condição como tratado termicamente utilizando o aporte de calor 4, após o ensaio de impacto Charpy

Figura 32 - Aspecto da superfície da fratura de um corpo de prova na condição como tratado termicamente utilizando o aporte de calor 4, após o ensaio de impacto Charpy (-10°C), apresentando microvazios distribuídos homogeneamente, caracterizando a fratura dúctil.

5. Discussão

Em aplicações direcionadas á utilização de aços ARBL soldados, é evidenciado a necessidade de caracterizar certas propriedades, visando relacionar os procedimentos de soldagem e sua composição química. Nas condições de soldagem , utilizou-se quatro aportes diferentes de calor 4,61; 4,29; 3,75; 3,53 [kJ/mm] , suficientes para o total preenchimento do chanfro da chapa base, produzindo uma perfeita solda sem defeitos, como por exemplo a falta de fusão. Os exames metalográficos das juntas soldadas, foi um ponto de partida, para a avaliação dos possíveis fatores que influenciaram a transformação na região de granulação grosseira da ZAC.

5.1 Análise das soldas

Para conhecer as propriedades da ZAC, é necessário conhecer a extensão da região de granulação grosseira e o ciclo térmico. A extensão ou largura da ZAC é de grande importância para se determinar o comprimento máximo de propagação da fratura na Resistência ao Impacto.

Como analisado no item 4.2.1, comparando os resultados macrográficos da penetração da solda, pode-se observar que, em função do aumento do aporte de calor, houve um aumento na área da ZAC, isto é aumentou-se a penetração da solda. De fato, a penetração é a profundidade até a qual a fusão se realiza na chapa base durante a operação de soldagem, como mencionado na pesquisa de CHANDEL(1987).

É interessante frisar que o efeito da massa da peça influi na velocidade de resfriamento. Uma peça mais espessa terá uma massa maior, e uma condição tridimensional de dissipação de calor, mostrando uma velocidade de resfriamento maior. Uma tendência oposta pode ser esperado para uma peça menos espessa.

Sob as mesmas condições de soldagem, alto aporte de calor produzirá uma ZAC relativamente grande, podendo influenciar a resistência ao impacto mostrado na Tabela 12 e Figura 33.

TABELA12- Análise da variação do aporte de calor com relação á área da ZAC

APORTE DE CALOR[kJ/mm]	ÁREA DA ZAC[mm ²]
4,61	189
4,29	176
3,75	149
3,53	135

FIGURA 33 - Gráfico referente ao aporte de calor x a área média da ZAC.

Nota-se que a área da ZAC, apresenta coerência com o aporte de calor, ou seja, quanto maior o aporte, maior é a área da ZAC, caracterizando a sensibilidade deste aço em questão, com as mudanças no aporte de calor. Na Tabela 13 e Figura 34, é mostrado, o comprimento da ZAC de granulação grossiera para melhor apreciação dos resultados.

TABELA 13 - Variação do aporte de calor com relação á largura da ZAC

APORTE DE CALOR[kJ/mm]	LARGURA DA ZAC[mm]
4,61	0,51
4,29	0,41
3,75	0,37
3,53	0,29

FIGURA 34 - Análise do aporte de calor x largura da ZAC.

Durante o procedimento da soldagem, o pico da temperatura é alto, na ZAC onde as partículas precipitadas se dissolvem, resultando na redução das forças de ancoramento, aumentando o tamanho do grão austenítico. Este efeito pode ser minimizado pela presença de partículas efetivas á altas temperaturas, limitando o tamanho de grão grosseiro da ZAC, especialmente na região de granulação grosseira da ZAC (STOUT - 1973).

5.2 Análise microestrutural na região de granulação grosseira da ZAC

Esta região atinge temperaturas entre 1100 - 1450°C, que produz uma austenita grosseira, e que devido a baixa densidade de contornos de grão, não favorecem a formação da ferrita de contorno. As microestruturas desta região são as mais complexas, observando a FA, FP(I), FS(SP), FS(B), P e a martensita. Nas taxas de resfriamento típicas de arco submerso, a estrutura da ZAC de granulação grosseira será essencialmente bainítica, e a baixas taxas de resfriamento, teremos uma microestrutura composta de FP(I), FS(SP) e P.

A fragilização da região adjacente a linha de fusão é evidente, porém a adição de certos elementos de liga, aumentará a resistência mecânica sem afetar sua resistência ao impacto. Como mostra em sua pesquisa VISHNU(1993), relatou a importância da granulação fina, garantindo a limitação da granulação grosseira da ZAC, em processos de soldagem com alto aporte de calor. A afinidade dos elementos com o N, C e O, estabelece o comportamento dos mesmos como refinadores do grão austenítico e sua participação no crescimento dos mesmos.

Na região adjacente a linha de fusão, onde a alta resistência a clivagem, é um fator de grande importância, somente será conseguida através da otimização da composição química do aço e resistência ao impacto da ZAC. Em função dos resultados anteriores, sobre estas

propriedades, os elementos microligantes apresentam uma forte dependência com o aporte de calor. DOLBY(1979), mostra em seu trabalho, o efeito do aporte de calor sobre o tamanho de grão austenítico,

O aspecto a ser considerado, agora, será discutir as morfologias das estruturas, levando-se em conta a redução do aporte de calor, variando o ciclo térmico.

Em temperaturas elevadas, os carbeto e nitreto são diluídos, causando um crescimento do grão austenítico nesta região. Pelo resfriamento subsequente, uma precipitação muito fina destes carbeto e nitreto, endurecerá a matriz. As diferentes temperaturas de dissolução para os diferentes carbeto e nitreto, influenciaram não somente as propriedades da chapa base, com também as propriedades da ZAC. Se o tamanho de grão e estruturas permanecem inalteradas, um endurecimento por precipitação, aumentará a temperatura de transição. Já, uma diminuição no tamanho de grão da austenita anterior, aumentará a área de contorno de grão, favorecendo a nucleação de ferrita no contorno. Então como é sabido, o processo de soldagem pode na verdade, descaracterizar as propriedades dos aços microligados SPANOS (1995).

Em aços microligados submetidos á elevado aporte de calor, os efeitos benéficos para a resistência ao impacto da ZAC, podem ser alcançados através da redução do teor de C e, adicionando os elementos microligantes, resultaria na produção de microestruturas mais refinadas e de boa resistência ao impacto, diminuindo a taxa de deposição. Isto pode afetar as estruturas e propriedades devido ao posicionamento das curvas CCT, pelo aumento de sua temperabilidade, produzindo FA, FS(SP), FS(B) ou até mesmo a martensita, reduzindo a resistência ao impacto, aumentando o risco de trincamento pelo H. Durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ uma grande variedade microestrutural poderá ocorrer, dependendo da taxa de resfriamento e composição química.

De acordo com a análise metalográfica realizada na chapa base e na granulação grosseira da ZAC, foi observado inicialmente, com respeito a chapa base, a microestrutura era de FP(I) e P, textura alinhada referente ao processo de fabricação característico da laminação com visto

na Figura 11. A partir do momento que a chapa base passa pelo tratamento térmico de alívio de tensões, constata-se que mesmo com o controle do processo, a chapa apresentava tensões internas, pois a textura alinhada de laminação foi quebrada evidenciando o alívio de tensões, como visto na Figura 12.

Analizando as Figuras 13 e 14 relacionando o aporte de calor com a microestrutura, verificou-se que, altas temperaturas dissolveram parte dos carbeto e coalesceram os que restaram, aumentando a temperabilidade propiciando uma estrutura de FA refinada e alguma FP(I). Devido à granulação grosseira da austenita anterior, FA se forma em temperaturas entre 650°C e 500°C, consistindo de placas muito finas intragranulares. O tamanho médio do grão da FA está na faixa de 0,1 á 3,0 μm e possui contornos de grão de alto ângulo, o que dificulta a propagação das trincas. E passando por um tratamento de alívio de tensões, foi verificada a influência da temperatura sobre a microestrutura, pois devido a baixas velocidades de resfriamento propiciará a decomposição da FA, formando a FP(I) grosseira com carbeto esferoidizados finamente distribuídos. A presença nesta região, de baixos percentuais de FP(I) refinada afetaria as propriedades ao impacto do material, observado nas Figuras 17 e 18.

Seguindo o mesmo critério de análise para aportes mais baixos foi encontrado feixes de FS(B) finamente distribuídos como mostra as Figuras 15 e 16 formados a partir de uma estrutura austenítica com granulação mais fina. Após o tratamento térmico de alívio de tensões, a decomposição não foi completada, apresentando os carbeto alinhados não totalmente esferoidizados, com participação parcial de FP como mostrados na Figura 19.

Com relação ao mais baixo aporte, com alívio de tensões, a morfologia apresentada foi de FS(B) totalmente transformada em grãos finos de FP(I) com carbeto altamente distribuídos, como mostrado na Figura 20. Presume-se que as tensões internas devido ao baixo aporte de calor, tenham influenciado nas transformações.

Após os estudos realizados na região de granulação grosseira da ZAC através das microestruturas, para todas as condições de soldagem, verificou-se um intenso refino dos carbeto caracterizando a temperabilidade e a sensibilidade deste aço aos ciclos térmicos durante a soldagem e tratamentos térmicos de alívio de tensões.

5.3 Fatores que determinam as propriedades e características das soldas

5.3.1 Análise da dureza

A dureza pode ser considerada como um meio de se evitar o desenvolvimento das trincas, provocando falhas catastróficas, durante o processo de fabricação. Porém com o emprego do alívio de tensões, os carbeto presentes, são coalescidos, diminuindo a dureza, ou seja diminuindo a susceptibilidade a trincas na região da ZAC, APUD FERRAREZI (1996)& KIEFER (1995)& BURSTEÍNAS (1983)

A medida da dureza e resistência ao impacto são de suma importância, na avaliação das propriedades das juntas soldadas. Além do processo de soldagem, devido ao ciclo térmico da soldagem, o aumento do tamanho de grão austenítico na região adjacente á linha de fusão, resultando em aumento da temperabilidade da ZAC,. O valor da dureza desta região é menor, quando comparado á chapa base e esta variação também foi verificado quando efetuado o tratamento de alívio de tensões SPANOS et al. (1995).

Com a diminuição do aporte de calor, o valor da dureza foi aumentada, para a condição como soldado e também como tratado térmicamente. Isto pode ser explicado, devido a mudança microestrutural, diminuição no tamanho do grão austenítico da ZAC, composição química, tempo de resfriamento e também as tensões internas, STOUT (1973).

O máximo valor de dureza na região de granulação da ZAC foi aquele encontrado na condição de menor aporte de calor, WELLAND (1989).

A seguir, para cada aporte de calor relaciona-se as médias de durezas, consequentemente relacionando com a própria microestrutura.

Os valores analisados da dureza seguiu dois aspectos básicos, o primeiro na condição como soldado ou seja dentro da região de granulação grosseira da ZAC e em seguida na condição de tratado termicamente ou seja após a realização do alívio de tensões, mostrando através dos experimentos a caracterização da variação das propriedades através das microestruturas. Portanto, ficou evidenciado através de resultados, que com a utilização do tratamento térmico de alívio de tensões, as propriedades do conjunto soldado foram alterados. A partir da Tabela 7, faz-se uma média das durezas obtidas na ZAC e a seguir é plotado esse valor com o aporte de calor, representada por dados da Tabela 14 e Figura 35.

TABELA 14 - Variação do aporte de calor com a dureza, medida na região de granulação grosseira da ZAC na condição de soldado e tratado.

APORTE DE CALOR	solda	HV ₁₀ (sold.)	HV ₁₀ (trat.)
Chapa Base	-	333	340
4,61	1	251	237
4,24	2	251	236
3,75	3	273	240
3,53	4	281	238

FIGURA 35 - Análise do aporte de calor x médias das durezas da ZAC

Como mostra a Figura 35, ficou evidenciado que para a condição como soldado, os valores de dureza diminuem com o aumento do aporte de calor, devido as alterações microestruturais. Para os aportes de calor maiores, a morfologia que mais caracterizou a região de granulação grosseira foi a FA refinada, enquanto que, para as condições obtidas com os aportes de calor menores, a morfologia dos microconstituintes foi a FS(B) na forma de finos feixes entrelaçados.

É improvável ocorrer trincamento induzido pelo H quando a dureza máxima for menor que 300HV ou seja uma aproximação conservativa para resolver o problema da trinca que pode ser limitado pela baixa temperabilidade do aço, onde a martensita, pode ser evitada por um suficiente aporte de calor, sendo de suma importância analisar a dureza na solda para reduzir a probabilidade do trincamento pelo H durante a fabricação. Logo para o aço em questão, nos aportes de calor utilizados, a medida de dureza maior, não atingiu valores que possam ser compatíveis com a trinca ao H.

O uso do tratamento térmico para alívio de tensões para a diminuição da dureza na ZAC é um modo efetivo para reduzir estas propriedades, lembrando que este tratamento não é recomendado para controlar a dureza, em uma grande escala de produção. Então, como observado na Figura 35, notou-se que valores de dureza, mostraram ser próximos e sem variações significativas, característico das morfologias dos microconstituintes

5.3.2 Análise da Resistência ao impacto

Inicialmente a análise da resistência ao impacto foi direcionada ao desempenho do aço, nas duas temperaturas analisadas, a -25°C e a -10°C, na condição de soldado, com mostra a Figura 36 e Tabela 15.

TABELA 15 - Correlação entre os aportes de calor utilizados e energias absorvidas medida às temperaturas -25° e -10°C

APORTE DE CALOR	MÉDIA DA ENERGIA ABSORVIDA(-25°C) [J]	MÉDIA DA ENERGIA ABSORVIDA (-10°C) [J]
4,61	16,3	39,5
4,24	20,6	36,9
3,75	24,1	43,6
3,53	32,0	41,3
CHAPA BASE	51,3	58,8

FIGURA 36 - Análise do aporte de calor com as energias absorvidas medida a -25°C e a -10°C na condição de soldado.

Na figura 36, ficou evidenciado que através do ensaio de impacto medido na ZAC a -25°C e a -10°C, os valores das energias

absorvidas, foram inferiores ao da chapa base. Mas quando os ensaios foram realizados na condição como soldado, a -25°C , onde as medidas da energia absorvida não apresentaram variações significativas, porém, os valores das energias absorvidas foram inferiores aos ensaiados a -10°C , e as maiores diferenças ficaram por conta do maior aporte de calor. Portanto, com relação aos resultados obtidos, permite-se avaliar o desempenho do aço a -10°C apresentando um comportamento mais dúctil, independente do aporte de calor, e este desempenho foi caracterizado pelas morfologias dos microconstituintes.

No aço em questão, o Cu pode ser precipitado no metal de solda quando reaquecido, podendo ser um importante fator de redução de resistência ao impacto em baixo aporte de calor, devido ao endurecimento por precipitação. EASTERLING (1983), & SMITH et al. (1989) em seus estudos, mostraram que, a presença de carbeto precipitados, diminuem a tenacidade, devido ao seu abaixamento na temperatura de transformação.

A seguir será analisado através da Tabela 16, Figura 38, os valores das energias absorvidas, a partir do ensaio de impacto a -25°C na condição como soldado e como tratado.

TABELA 16 - Variação do aporte de calor com a energia absorvida a -25°C na condição de soldado e tratado

CORPOS DE PROVA ENSAIADOS A -25°C		
APORTE DE CALOR	MÉDIA DA ENERGIA ABSORVIDA [J] (cond. soldado.)	MÉDIA DA ENERGIA ABSORVIDA [J] (cond. tratado)
4,61	16,3	14,9
4,24	20,6	16,5
3,75	24,1	26
3,53	32,0	30,6
CHAPA BASE	51,3	34

FIGURA 37 - Análise dos aportes de calor x as médias das energias absorvidas á -25°C.

Na Figura 37 acima, ficou evidenciado que as energias absorvidas na temperatura de -25°C diminuem a medida que os aportes de calor aumentaram. Estas medidas foram relativamente próximas uma das outras e os valores medidos na ZAC foram inferiores ao da chapa base.

Após o tratamento térmico de alívio de tensões, foi possível verificar variações mínimas sobre as propriedades da ZAC, em todos os aportes de calor utilizados, o que permite-se avaliar que, em temperaturas de ensaios a -25°C , o desempenho do aço tanto na condição como soldado ou com alívio de tensões, não mostraram diferenças significativas na resistência ao impacto.

Os microconstituintes presentes na ZAC, apresentam desempenho semelhante na resistência ao impacto nas condições como soldado e como tratado térmicamente. As fractografias obtidas com maior aporte de calor (Figuras 25 e 27) na condição de tratado térmicamente, mostraram ambas um aspecto de morfologia da fratura frágil do tipo quase clivagem e de facetas de clivagem, o que vem demonstrar um desenho semelhante quanto as propriedades ao impacto para o material, o que demonstra que o material com e sem tratamento térmico ensaiados á -25°C apresentaram os mesmos comportamentos.

Para as amostras ensaiadas á -25°C produzidas com o menor aporte de calor (Figuras 29 e 31), mostraram uma morfologia levemente diferenciada, o que caracterizou um comportamento relativamente diferenciado nas propriedades ao impacto.

A seguir será analisado através da Tabela 17, Figura 38, os valores das energias absorvidas, a partir do ensaio de impacto a -10°C na condição como soldado e como tratado.

TABELA 17 - Variação do aporte de calor com a energia absorvida, medida a -10°C, na condição como soldado e tratado.

CORPOS DE PROVA ENSAIADOS A -10°C		
APORTE DE CALOR	MÉDIA DA ENERGIA ABSORVIDA [J]	MÉDIA DA ENERGIA ABSORVIDA [J]
	(cond. soldado.)	(cond. tratado.)
4,61	39,5	45,9
4,24	36,9	44,6
3,75	43,6	49,6
3,53	41,3	54,3
CHAPA BASE	58,8	58,8

FIGURA 38 - Análise dos aportes de calor x as médias das energias absorvidas a -10°C

Na Figura 38, as energias absorvidas medidas a -10°C na chapa base com e sem tratamento, não mostraram mudanças, porém para a ZAC, os resultados obtidos foram próximos e inferiores ao da chapa base, na condição como soldado. Após o tratamento térmico de alívio de tensões, um aumento significativo nas energias absorvidas foi observado se comparado com a condição de soldado o que permite avaliar que, a -10°C , o tratamento térmico interferiu no desempenho dos aços, independente ao aporte de calor utilizado. Nota-se pela Figura 38 que as diferenças maiores de energia absorvida na condição de soldado e tratado, ficou para o menor aporte de calor.

Os microconstituintes presentes na ZAC, na condição de tratado Térmicamente, apresentam um comportamento mais dúctil, ou seja seu desempenho perante á resistência ao impacto é melhor.

Para o ensaio a -10°C , verificou-se que de acordo com as fractografias obtidas com maior aporte de calor na condição de tratado térmicamente, foi coerente com os resultados das energias absorvidas, a morfologia da superfície fraturada na região de granulação grosseira, mostrou uma região de fratura dúctil com intensa formação de microvazios (Figura 28) bem mais refinada do que aquela na condição como soldado (Figura 26). Na condição de menor aporte de calor (Figuras 30 e 32), o desempenho do material com e sem o tratamento térmico, foi semelhante àquele de maior aporte de calor. Cabe salientar que a morfologia da fratura dúctil ou seja a coalescência dos microvazios está mais refinada, o que mostra um coerência com os resultados da energia absorvida (Figuras 30 e 32).

5.3.3 - Análise do tempo de resfriamento e do Limite de Escoamento com relação ao CE_{II} e das medidas de durezas.

Muitas propriedades preditivas são obtidas a partir de equações empíricas ou mesmo diagramas que indicam o desempenho das

ligas, se tornando uma ferramenta eficaz no seu controle, podendo selecionar melhor, os materiais e o procedimento de solda.

Destas equações foram produzidos gráficos baseados no CE_{II} a fim de se determinar o relacionamento do tempo de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$) com a dureza e assim caracterizar o Limite de Escoamento (σ_E) dos aços em questão. Estes resultados foram discutidos através de estudos de dados práticos e teóricos.

No presente trabalho calculou-se o CE_{II} de acordo com Klukken et al (1992) e com este resultado, procurou-se estabelecer o $\Delta t_{8/5}$ para os diferentes aportes de calor, baseado nos resultados da dureza como mostra a Figura 39 (a)

----- Resultados aproximados

FIGURA 39 - Análise das durezas e Limite de Escoamento (σ_E), a partir do CE_{II} e $\Delta t_{8/5}$ (curvas retiradas do trabalho de Kluken et al 1992)

Desta maneira, foram levantados os valores do $\Delta t_{8/5}$ a partir do CE_{II} calculado e valores de dureza medidos na região de granulação grosseira da ZAC. A seguir os valores são mostrados nas Tabelas 18 e 19 e nas Figuras 40 e 41.

5.3.3.1 Variação dos aportes de calor com o $\Delta t_{8/5}$

TABELA 18 - Variação entre aporte de calor, com o tempo de resfriamento.

APORTE DE CALOR [kJ/mm]	$\Delta t_{8/5}$ [s]
4,61	40
4,29	40
3,75	31
3,53	24

FIGURA 40 - Análise entre o aporte de calor e o $\Delta t_{8/5}$

E assim, notou-se que houve uma certa coerência dos resultados, com aqueles obtidos por KLUKEN et al (1992) em sua pesquisa ou seja para valores de dureza mais elevados, o $\Delta t_{8/5}$ foi menor, compatível com os aportes de calor utilizados.

Como mostrado através dos dados da Tabela 18 e Figura 40, o $\Delta t_{8/5}$ aumentou, a medida que o aporte de calor também aumentou . Estas medidas foram próximas e quando analisados em maiores aportes , os valores foram relativamente iguais. Como estudado por STOUT (1973), a dureza foi aumentada quando o tempo de resfriamento foi menor e sua resistência ao impacto é resultante do ciclo térmico, ou seja o aumento da resistência ao impacto pode ser conseguida através de $\Delta t_{8/5}$ suficientemente rápidos. DEB et al. (1987) relatam em suas pesquisas que com maior $\Delta t_{8/5}$ a estrutura se torna mais refinada, ou seja com o aumento do aporte de calor, diminui o $\Delta t_{8/5}$.

Como era o esperado para os maiores aportes de calor, analisados nesta pesquisa, ou seja o aportes 1 e 2, notou-se um ligeiro aumento no tempo de resfriamento, e na resistência ao impacto se comparado com os aportes 3 e 4, podendo-se avaliar o desempenho do aço em estudo, após um conhecimento perfeito da microestrutura, composição química, dureza e tamanho de grão austenítico, como mencionado nas pesquisas BURSTEÍNAS et al(1983) & TECCO (1992) & WELLAND (1989) & HANNERZ (1976) & KOÇAK et al.(1992) & WANG et al.(1990).

5.3.3.2 Variação dos aportes de calor com o σ_E

Com os valores dos tempos de resfriamento encontrados e do CE_{II} , utilizou-se os resultados obtidos por KLUKEN et al (1992) para uma avaliação do σ_E . Nota-se na Figura 39 (b), que foi mantido uma certa coerência com o trabalho utilizado ou seja para velocidades de resfriamento menores, os valores do σ_E encontrados foram os maiores, como mostrado através dos dados relatados na Tabela 19 e plotado na Figura 41.

TABELA 19 - Variação do aporte de calor x limite de escoamento

APORTE DE CALOR [kJ/mm]	σ_E [MPa]
4,61	506
4,29	495
3,75	568
3,53	575

FIGURA 41 - Variação entre o aporte de calor e o limite de escoamento

Estes dados são coerentes com o tipo de morfologia dos microconstituintes, localizados na região de granulação grosseira na ZAC ou seja, para as morfologias mais refinadas, o σ_E apresentou valores maiores.

Os parâmetros utilizados para conseguir os dados de resistência e tempo de resfriamento, demonstraram claramente que é uma característica da liga possuir taxas específicas de parâmetros de soldagem e condições operacionais para que certos critérios sejam aceitos. AKSELSEN et al.(1989), mostraram em seu trabalho, que a diminuição do σ_E era conseguida com o aumento do $\Delta t_{8/5}$, pois estes resultados estão relacionados com o CE.

Portanto, considerando o avanço tecnológico, e suas generalidades com respeito aos procedimento da soldagem, a utilização de equações para prognosticar tais propriedades é geralmente válida.

6. Conclusões

1. Os aportes de calor, mostraram alterações no tamanho da ZAC no aço em questão.
2. Os microconstituintes produzidos na região de granulação grosseira da ZAC, apresentou modificações que expressam com clareza a influência do aporte de calor.
3. Os microconstituintes produzidos na região de granulação grosseira da ZAC, sofreram alterações significativas após o tratamento térmico de alívio de tensões.
4. As medidas de dureza, mostraram-se diferenciados na condição como soldado, e após o alívio de tensões, os resultados foram mantidos praticamente iguais, para os diferentes aportes de calor o que difere da condição como soldado
5. No ensaio de Impacto método Charpy, a -25°C os resultados das energias absorvidas na condição como soldado e tratado termicamente, não mostraram diferenças significativas, para os respectivos aportes de calor.
6. No ensaio de Impacto método Charpy, a -10°C os resultados das energias absorvidas na condição como soldado e tratado termicamente, mostraram que, as diferenças foram significativas, para os respectivos aportes de calor.

7. Para os ensaios de impacto a -25°C e -10°C , a morfologia da região fraturada de granulação grosseira da ZAC, mostrou-se compatível com o desempenho do material, com e sem tratamento térmico, para os diferentes aportes de calor.
8. Através do $\text{CE}_{\parallel}$ e da dureza na região de granulação grosseira, os tempos de resfriamento mostraram compatíveis com os valores obtidos e foram coerentes com os tipos de microconstituintes produzidos na região de granulação grosseira da ZAC, devido a temperabilidade do aço em questão.
9. Através do tempo de resfriamento e $\text{CE}_{\parallel}$ os valores encontrados para o σ_E , também mostraram-se compatíveis com os microconstituintes produzidos na região de granulação grosseira da ZAC para os diferentes aportes de calor.
10. O aço estudado USI - SAC - 50 mostrou através da sua temperabilidade, alterações nas suas propriedades mecânicas, compatíveis com os aportes de calor utilizados, quando estudados na região de granulação grosseira da ZAC.

7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Utilização dos mesmos procedimentos em aços de composição diferenciadas a fim de avaliar o σ_E .
2. Estudar a tenacidade á fratura em soldas de múltiplos passes, tanto para alto quanto para baixo aporte de calor.
3. Estudar o desempenho da região de granulação grosseira, quanto as possíveis influências das condições ambientais sobre o aço em questão.
4. Efetuar estudos com os mesmos procedimentos, adotando temperaturas de pré - aquecimento para verificar o desempenho da região de granulação grosseira.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKSELSSEN, O. M.; RORVIK, G.; ONSOEN, M. I.; GRONG, Ø. (1989) Assessment and predictions of haz tensile properties of high strength steels, *Welding Journal*, N° 9, p.356-362

ALÉ, R. M.; JORGE, J. C. F.; REBELLO, J. M. A. (1993) Constituintes microestruturais de soldas de aços C - Mn, baixa liga. *Soldagem & Materiais*. Parte III. v. 5, n° 4 p. 38 - 49.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1987) *Standard test method for Vickers hardness of metallic materials* E92-82 (reapproved 1987). In: ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARD, p.260-268

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1991) *Standard test method for notched bar impact testing of metallic materials* E23-91 In: ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARD, v. 03.01, p.197-212

AMERICAN WELDING SOCIETY (1984) *Metals and their weldability*. In: WELDING HANDBOOK, 7ed., v.4, p. 24-33.

BERSCH, B. (1976) Influence of heat input on the HAZ properties of line pipe steels In: Conf. Welding of HSLA Structural Steels, Rome, Nov. 1976 p. 271-282.

BURSTEÍNAS, O; SIVIERI, O. A. (1983) Soldabilidade de aços estruturais, controle de estruturas na zona afetada pelo calor. *Metalurgia ABM*, v. 39, N° 310, p. 471 - 478.

BUSSINGER, R. E. (1983) Microestruturas e Tenacidade na zona afetada pelo calor em soldas de aço- liga com 3,5% Ni. *Metalurgia ABM*, v. 39, N° 308, p. 363 - 369.

CHANDEL, R. S; BALA, S. R.; MALIK, L. (1987) Effect of submerged arc process variables. *Welding & Metal fabrication*, v. 9, Aug/Sep, p.302-304.

- CHEN, J. K.; VANDERMEER, R. A.; REYNOLDS, W. T. (1994) Effects of alloying elements upon austenite decomposition in low - C steels. *Metallurgical and materials transactions*, v. 25A, n°.7, p. 1367-1378.
- DEB, P.; CHALLENGER, K. D.; THERRIEN, A. E. (1987) Structure - property correlation of Submerged - Arc and Gas - Metal - Arc Weldments in HY - 100 steel, *Metallurgical Transactions A*, v. 18A, n°. 6, p. 987-998.
- DOLBY, R. E. (1979) Factors controlling HAZ and weld metal toughness in C-Mn steels. In: *ENGINEERING APPLICATIONS OF FRACTURE ANALYSIS*, South Africa, Nov. 1979. *Proceedings of Fracture 79*. Pergamon Press, p. 117-134.
- DOLBY, R. E. (1979) HAZ toughness of structural and pressure vessel steels - improvement and prediction. *Welding Journal*, n°. 8, p. 225-238.
- EASTERLING, K. (1983) Introduction to the physical metallurgy of welding. London, *Butterworths Monographs in Metals*, v.1, cap. 3, p. 105-146
- FERRARESI, V. A. (1996) Estudo do fenômeno "trinca de reaquecimento" com auxílio da emissão acústica. Campinas, 1996. 173p. Tese (doutorado). Faculdade de Engenharia Mecânica - Departamento de Engenharia de Fabricação, Universidade Estadual de Campinas.
- GONÇALVES, G. M. B. (1991) Estudo Comparativo da ZTA de um aço ABL soldado pelo processo á arco submerso com e sem a adição de pó de ferro. São Carlos, 1991. 101p. Tese (mestrado). Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- GRONG, Ø. (1994) Metallurgical Modelling of Welding. *The Institute of Materials*. Cap. 6, p. 350-450 1994, cap. 7, p. 494-510
- HANNERZ, N. E.(1976) Weld metal and HAZ toughness and hydrogen cracking susceptibility of HSLA steels as influenced by Nb, Al, V, Ti and N. In: *CONF. WELDING OF HSLA STRUCTURAL STEELS*, Rome, Nov. 1976. *Proceedings*. p. 365-401.

- KIEFER, J. H. (1995) Bead tempering effects on FCAW heat affected zone hardness. *Welding Research Supplement*, N° 11, p. 363 - 367.
- KIM, B. C. ; LEE, S.; KIM, N. J. ; LEE, D. Y. (1991) Microstructure and local brittle zone. Phenomena in high-strength low alloy steel welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 22A, n°.1, p. 139-149.
- KLUKEN, A. O; IBARRA, S.; LIU, S.; OLSON, D. L. (1992) Use of predictive equations for arctic steel heat affected zone properties, *Materials Engineering*, ASME Vol. III-A p. 1- 7
- KOÇAK, M.; ACHAR, D. R. G. ; EVANS, G. M. (1992) Effect of Nitrogen on strain age embrittlement of shielded metal arc weld metal. *Materials engineering ASME*, v.III A, p. 19-29.
- MALIK, L.; JUTLA, t.; FERREGUT, C.; STEELE, M.; MARSHALL, P. W.; GRAVILLE, B.A.; TYSON, W. R. (1992) Significance of local brittle zones in weld heat - affected zones - statistical model, *Materials Engineering*, ASME , V. III-A, p. 31 - 40.
- PICKERING, F. B. (1978) *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. Applied Science Publishers Ltd., London, cap. 4.
- SMITH, N. J.; MCGRATH, J.T.; GIANETTO, J. A.; ORR, R. F. (1989) Microstructure / mechanical property relationships of Submerged Arc Welds in HSLA 80 steel *Welding Research Supplement*, v. 68, n°.3, p. 112- 120.
- SPANOS, G.; FONDA, R.W.;VANDERMEER, R. A.; MATUSZESKI, A.(1995) Microstructural changes in HSLA - 100 steel termally cycled to simulate the heat affected. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 26 A, p. 3277 - 3293.
- STOUT, R. D. (1973) Hardness as an index of the weldability and service performance of steel weldments. *Bulletin / Welding Research Journal*, N°.189, p. 1-13.
- TECCO, D. G. (1992) The effects of weld thermal cycles over low-C microalloyed steels HAZ toughness. *Materials Engineering ASME*, v.III A, p. 53-63.

- VISHNU, P. R. (1993) Solid - state transformations in weldments. Sweden, *Welding, Brasing, and Soldering*, ASM Handbook, v. 6, p. 70-74.
- WANG, G. R. ; NORTH, T. H. ; LEEWIS, L. G. (1990) Microalloying additions and HAZ fracture toughness in HSLA steels. *Welding Journal*, n°. 1, p. 14-22.
- WELLAND, W. G. (1989) Routine hardenability testing of structural and pipeline steels. *Welding journal*, 68 n°. 3, p. 55-60.
- WILSON, A. D. ; HAMBURG, E. G.; COLVIN, D. G. ; THOMPSON, S. W. ; KRAUSS, G. (1988) Properties and microstructures of copper precipitation aged plate steels. ASM INTERNATIONAL IN CONJ. WITH THE 1988 WORLD MATERIALS CONGRESS, Chicago, p. 259-274.