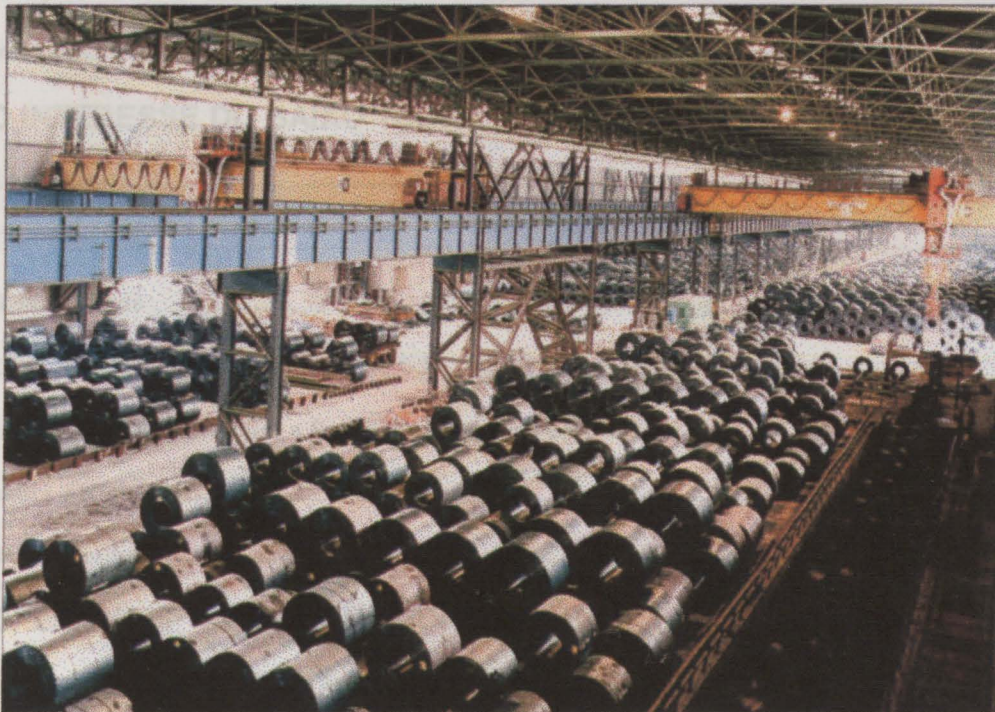




Perspectivas de Produção de Componentes em Chapa para a Indústria Automóvel



Estágio efectuado entre:
1 Março e 31 Agosto 2000

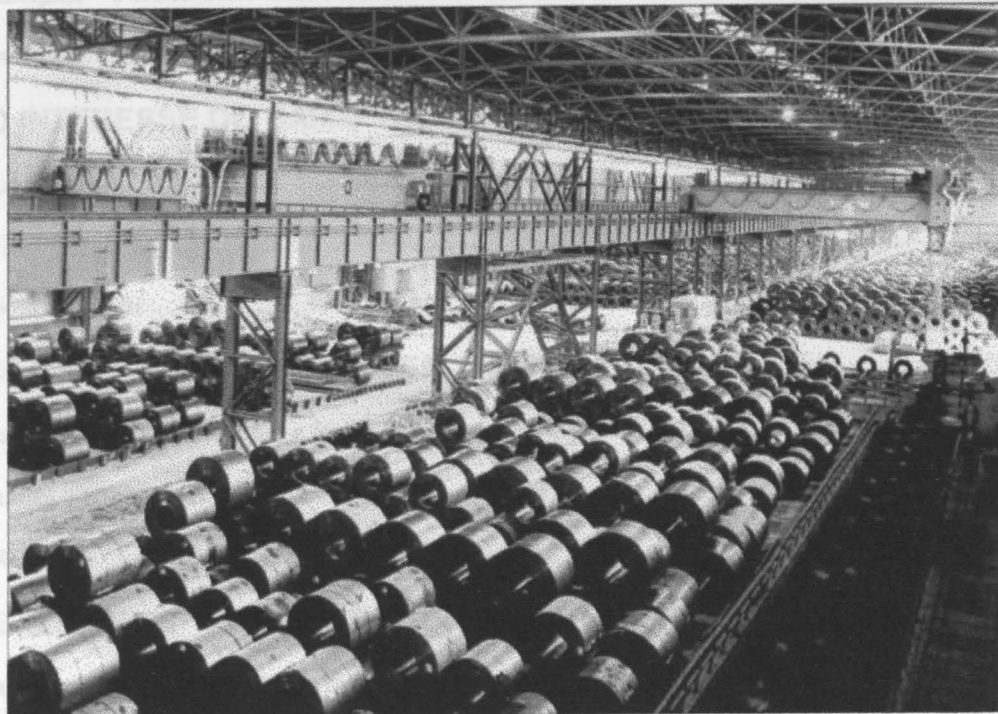
Por:
Manuel José Pontes Moutinho

669(047.3)
LEMM 1999
MOUm



Índice

1. PREÂMBULO	2
2. PERSPECTIVA GERAL	2
3. Características das aços de alta resistência	3
3.1. Aços de alta resistência (AH)	4
3.1.1. Aços de alta resistência	5
3.1.2. Aços isotrópicos	5
3.1.3. Aços HSLA	5
3.1.4. Perspectivas de Produção de Componentes em Chapa para a Indústria Automóvel	6
3.1.5. Aços de alta resistência	6
3.1.7. Aços TRIP	8
3.2. Principais aços TRIP	8
3.3. Reologia	11
3.4. O processo de produção	13
3.4.1. O processo de produção	13
3.4.2. O processo de produção	14
3.4.3. O processo de produção	16
4. Aços de alta resistência	18
4.1. Tipos de aços de alta resistência	18
4.2. Normas	22
4.3. Tratamentos	23
6. O processo de produção	24
5.1. Aços de alta resistência	24
6. EMBUTIDURA DE UM AÇO ULC-Ti	27
6.1. Exatidão com um novo conceito	27
7. AGRADECIMENTOS	30
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	30



**Estágio efectuado entre:
1 Março e 31 Agosto 2000**

**Por:
Manuel José Pontes Moutinho**

669 (047.3) / LEHM 1999 / nou m

Universidade do Porto Faculdade de Engenharia Biblioteca
Nº 87324
CDU
Data 23/04/2007

Índice

1. PREÂMBULO	2
2. INTRODUÇÃO	2
3. AÇOS TRIP – PERSPECTIVA GERAL	3
3.1. Comparação das características dos aços de alta resistência.....	3
3.1.1. Aços Bake-Hardening (BH).....	4
3.1.2. Aços isotrópicos	5
3.1.3. Aços HSLA.....	5
3.1.4. Aços ferrite-bainite.....	6
3.1.5. Aços Dual-Phase (DP).....	6
3.1.6. Aços TRIP.....	7
3.1.7. Aços THLE	8
3.2. Princípios – o efeito TRIP	8
3.3. Revisão bibliográfica – composição química e microestrutura	11
3.4. O INTERESSE DO BAIXO TEOR EM SI.....	13
3.4.1. Laminagem	13
3.4.2. Galvanização.....	14
3.4.3. Soldabilidade	16
4. AÇOS TRIP DE BAIXO TEOR EM SILÍCIO	18
4.1. Tratamento termomecânico e fenómenos microestruturais	18
4.2. Nuance TRIP-600	22
4.3. TRIP microligado	23
5. O EFEITO TRIP – CASO PRÁTICO.....	24
5.1. Análise e discussão dos ensaios realizados a alta velocidade de deformação	24
6. EMBUTIDURA DE UM AÇO ULC-TI.....	27
6.1. Ensaio com um novo adesivo	27
7. AGRADECIMENTOS	30
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	30

1. Preâmbulo

O presente trabalho desenvolveu-se na empresa siderúrgica Cockerill Sambre – Bélgica, mais concretamente no polo industrial de Charleroi e no polo industrial de Liège.

Em Charleroi foi efectuado um trabalho de introdução e preparação ao tema proposto (genericamente: Aços TRIP), assim como visitas às instalações fabris: acearia, laminador a quente, metalografia e departamento de química.

Em Liège o trabalho continuou no centro RDCS (Recherche & Développement Cockerill Sambre). Nesta etapa realizou-se um trabalho de recolha e compilação bibliográfica sobre a generalidade da família dos aços de alta resistência produzidos pela empresa, com especial relevo para os aços TRIP, assim como o acompanhamento de diversos estudos em curso. Foram também realizadas visitas às instalações industriais de recozimento base e contínuo (Kessales), linha de galvanização n.º 7 (Ramet), linhas de revestimentos orgânicos (Ramet) e Eurogal.

Infelizmente, foi necessário remeter a apresentação da empresa para anexo (ver anexo 1), de modo a respeitar o limite de 30 páginas admissíveis. Tal facto, não é inteiramente correcto e de bom gosto mas foi motivo de força maior para o presente trabalho.

2. Introdução

Os ossos das aves são compostos por um exterior compacto e leve a que é dada rigidez por um interior celular; a madeira é uma combinação de fibras de celulose resistentes e de uma matriz plástica chamada lignina.

Sempre que a selecção natural exerce uma pressão genética para conseguir uma combinação de leveza e resistência mecânica, a Natureza responde com 'soluções técnicas' caracterizadas, na maior parte das vezes, por materiais complexos e compósitos. Quando comparada com as estruturas naturais (altamente anisotrópicas e não homogéneas, mas altamente integradas em elementos multifuncionais), a tecnologia aparece como um conjunto de soluções bastante rudimentares. No entanto, as soluções descobertas pela cultura estão a tornar-se cada vez mais próximas das produzidas pela Natureza. Esta convergência é particularmente evidente no campo da 'criação do leve e resistente', exactamente porque este tem estado sempre presente em toda a história da tecnologia. Das antas às actuais estruturas de filamentos compósitos, podemos apercebermo-nos claramente de um processo duplo: os materiais estão cada vez mais longe dos que são fornecidos pela Natureza, enquanto que a estratégia técnica é cada vez mais parecida com as soluções geradas pela Natureza.

Segundo um estudo francês de 1985 (Euro-Consult, 'Etude sur l'allegement industrielle'), a indústria aeroespacial estava disposta a pagar 150.000 escudos por

quilograma de peso a menos para tornar mais leve um satélite. Este regatear às avessas, em que se paga mais para obter menos, acontece também noutros mercados e com outros preços: 30.000 escudos por cada quilograma de helicóptero a menos, 20.000 escudos a menos para aviões comerciais, de 1.000 a 10.000 escudos para equipamentos desportivos e de 300 a 500 escudos para autocarros...

Os aços de resistência estão hoje em dia a substituir os tradicionais em muitas aplicações que exigem uma redução de peso. Na base deste desenvolvimento esteve a capacidade da indústria do aço de obter um material cada vez mais controlado em termos de homogeneidade e regularidade, com a correspondente redução de matérias estranhas.

Os aços TRIP são um dos materiais que se enquadram nesta perspectiva. De facto, estes materiais oferecem uma combinação de propriedades deveras interessante. Estes aços representam um passo significativo de encontro ao ideal do leve e resistente, pois permitem produzir componentes menos espessos em substituição de outros, mas com iguais ou superiores propriedades de conformação. Na realidade, a pobre conformabilidade sempre foi o grande 'handicap' dos materiais mais resistentes. Um aumento de resistência mecânica é geralmente acompanhada por uma redução da ductilidade. Contrariando este efeito, os aços TRIP possuem grandes perspectivas de futuro e um vasto campo de aplicação [1].

3. Aços TRIP – perspectiva geral

3.1. Comparação das características dos aços de alta resistência

A indústria siderúrgica oferece uma vasta gama de nuances de aços de alta resistência à indústria automóvel, e que são correntemente alvo de melhorias e optimizações. Durante muito tempo, os aços de construção microligados (HSLA) e refosforizados provaram ser a melhor escolha para as componentes estruturais da carroçaria. Uma variante dos aços microligados são os aços isotrópicos assim como os aços 'stretch forming' para as componentes estruturais planas. Os aços 'bake-hardening' (BH) têm sido usados com sucesso nos painéis expostos. Este aço sofre um aumento de resistência aquando da pintura, o que leva a um aumento significativo na resistência do componente, especialmente no caso de componentes planos. Composições especiais permitem também oferecer estes aços galvanizados. O uso no passado de aços de resistência foi sempre restricto, pelo facto, de no caso de materiais metálicos, a formabilidade geralmente diminuir com um aumento da resistência. A utilização dos aços BH foi uma maneira de circundar esta tendência oposta.

Uma tentativa muito prometedora é representada pelos aços 'dual-phase' (DP) e aços TRIP. Os aços DP são caracterizados por altas tensões de rotura e baixas tensões de cedência. Simultaneamente, apresentam uma elevada capacidade de encruamento mesmo para pequenas deformações. Consequentemente, os DP são apropriados para componentes estruturais exteriores e interiores, fracamente conformados (formas simples). São possíveis importantes reduções de peso devido às elevadas resistências (500 a 600 MPa), aliadas a um alto coeficiente de encruamento. Com os aços TRIP, uma transformação microestrutural durante a deformação origina uma combinação de resistência e formabilidade muito especial. Estes aços podem oferecer resistências entre 650 e 800 MPa com alongamentos de cerca de 22%.

3.1.1. Aços Bake-Hardening (BH)

Durante a introdução dos aços de alta resistência na indústria, surgiram bastantes problemas, mas os acaristas Japoneses conseguiram contorná-los com uma solução deveras original. O termo 'bake-hardening' deriva da cozedura da tinta ou processo de cura, que é aplicado aos automóveis após a deformação a frio e operações de pintura; tipicamente, este processo envolve um tratamento de 20 minutos a 170°C. Durante a conformação a frio de um painel exterior de um automóvel, a chapa sofre uma deformação da ordem dos 2% e isto resulta num aumento da tensão de cedência de aproximadamente 40 MPa. Com uma composição adequada e um tratamento posterior, o carbono intersticial livre vai precipitar, durante a cura da tinta nas deslocações criadas no processo de conformação. De facto, o efeito 'bake-hardening' é um processo de envelhecimento que normalmente é prejudicial devido à perda de ductilidade, mas que pode ser usado com sucesso após as operações de conformação, permitindo aumentos de resistência de cerca de 50 MPa.

Os aços BH são fornecidos laminados a frio, e o efeito BH aumenta com o aumento em carbono livre em solução. Seguidamente, apresenta-se a composição química típica e os teores máximos admissíveis para os vários elementos num aço BH. Apesar de tudo, as elevadas quantidades de carbono na composição base podem provocar a formação de cementite durante o recozimento e arrefecimento até à temperatura ambiente.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Outros
	Max	Max	Max	Max	Max	
Teor (%)	0,06	0,05	1,5	0,07	0,027	Nb,V ou Ti

Quadro 1. Composição química típica de um aço BH.

Estes materiais encontram o seu campo de aplicação na indústria automóvel, mais concretamente na produção de painéis exteriores que necessitem de boa resistência à

indentação. Exemplos são o 'capot' do motor, portas traseira e laterais de automóveis ligeiros[2].

3.1.2. Aços isotrópicos

Os aços isotrópicos são materiais com excelentes propriedades de conformação e que oferecem simultaneamente elevadas resistências. O quadro 2, apresenta a composição química típica para um aço isotrópico.

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Ti
Teor (%)	0,08	1,0	0,2	0,025	0,03	Prop. a N

Quadro 2. Composição química típica de um aço isotrópico.

Geralmente, a microestrutura é constituída por uma matriz ferrítica com uma dispersão de precipitados de elementos de microliga. A principal característica dos aços isotrópicos está relacionada com o coeficiente de anisotropia plana (r). Recorrendo a um balanço correcto entre a quantidade ideal de Ti e o grau de deformação, é possível obter nestes aços coeficientes de anisotropia plana muito próximos de zero. O Ti, é um elemento que pode formar precipitados de TiC os quais retardam significativamente a recristalização do material. Este atraso na recristalização origina uma textura cristalográfica diferente da obtida em situações normais; promovendo uma combinação equilibrada entre este atraso na recristalização e a força necessária à mesma, isto é o grau de deformação, podemos obter um coeficiente de anisotropia plana muito baixo. Como consequência do efeito anterior estes aços possuem grande capacidade de conformação e são aptos à produção de peças relativamente complicadas, nomeadamente portas, 'capot' exterior do motor, reforço interior do 'capot', carcaça das rodas, etc [3].

3.1.3. Aços HSLA (DP)

Os aços HSLA ('High Strength Low Alloy') sofreram um grande desenvolvimento nos anos 60, quando surgiu pela primeira vez a preocupação em aligeirar o peso dos veículos automóveis. Os aços HSLA são o resultado das tentativas de melhoramento das propriedades mecânicas dos aços ferrítico/perlíticos, através do refinamento do grão ferrítico e do endurecimento por precipitação. O efeito é conseguido através da adição de pequenas quantidades de elementos carburígenos, tal como, o Nb, V ou Ti (micro adições). A composição química e teores máximos dos elementos pode ser vista no quadro 3.

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Nb	V
	max	max	max	max	max	Max	
Teor (%)	0,1	1,8	0,6	0,05	0,04	0,045	0,07-0,02

Quadro 3. Composição química típica, para os aços HSLA.

A temperaturas de reaquecimento de cerca de 1200°C a adição de elementos de microliga restringe o tamanho de grão austenítico, através da presença de partículas não dissolvidas, de por exemplo Nb(CN) ou TiC. Contudo, e de acordo com [4], à temperatura de reaquecimento uma parte desses elementos entra em solução sólida e isto tem dois importantes efeitos. Em primeiro, esses elementos inibem a recristalização durante a laminagem a quente o que origina um grão austenítico fino e conseqüentemente um grão ferrítico também fino. Em segundo lugar, os finos precipitados de carbonetos/carbonitretos precipitam no arrefecimento na interface austenite/ferrite (precipitação interfase). Como tal, os materiais laminados a quente podem ser endurecidos cumulativamente, quer por refinamento de grão ou por precipitação interfase.

3.1.4. Aços ferrite-bainite

Os aços ferrite-bainite são aços de alta resistência moderadamente ligados ao manganês. A sua microestrutura é como o próprio nome indica constituída por ferrite e bainite, em que a ferrite poligonal e acicular representam cerca de 70% da microestrutura. Estas microestruturas são normalmente obtidas por laminagens a quente realizadas a baixas temperaturas (promover a transformação ferrítica), em combinação com arrefecimentos rápidos e temperaturas de bobinagem baixas, de modo a assegurar que a transformação bainítica se complete antes da bobinagem.

A composição química de um aço ferrite-bainite é apresentada no quadro 4 [5].

Elemento	C	Mn	Si	Al	P
Teor (%)	0,14	1,15	-	0,04	max. 0,015

Quadro 4. Composição química de um aço ferrite-bainite (HR55).

3.1.5. Aços Dual-Phase (DP)

Nos Estados Unidos, nos finais dos anos 70, foi dedicado grande interesse aos aços de baixa liga que após um tratamento térmico especial originavam microestruturas mistas de ferrite e martensite. Estes materiais foram designados 'dual-phase' e são caracterizados por uma baixa tensão de cedência, elevada taxa de encruamento, elevados valores de n e alongamento. Geralmente, a sua composição enquadra-se na apresentada no quadro 5.

Elemento	C	Mn	Si	Mo	N	V
	max	Max	Max	Max	max	max
Teor (%)	0,2	1,55	1,35	0,4	0,01	0,06

Quadro 5. Composição química típica de um aço dual-phase.

A descoberta dos aços 'dual-phase' é atribuída a Rashid, que descobriu que era possível num aço com 0,15 C, Nb, V obter uma mistura de ferrite e martensite, através de um

recozimento intercrítico no domínio bifásico α/γ (entre Ac_1 e Ac_3). Promovendo um estágio neste domínio bifásico, o carbono pode-se difundir da ferrite para as regiões austeníticas, aumentando o teor em carbono da austenite para um nível significativamente superior ao da composição nominal base. Por outro lado, isto aumenta a temperabilidade da austenite, permitindo a formação de martensite no arrefecimento até à temperatura ambiente.

Estes aços são normalmente produzidos no estado laminado a quente ou laminado a frio via recozimento contínuo, onde as elevadas velocidades de arrefecimento têm uma importante influência na formação da martensite. Apesar de tudo, são incorporadas por vezes adições de Si, Mn e Mo de modo a promover uma melhor temperabilidade e assegurar a formação de martensite.

Devido às propriedades apontadas anteriormente, estes materiais são indicados para a produção de peças de reforço com formas relativamente simples; na indústria automóvel as suas principais aplicações são os reforços de pára-choques, jantes, componentes da suspensão e painéis interiores das portas [6].

3.1.6. Aços TRIP

O acrónimo TRIP significa 'Transformation Induced Plasticity'. Tal como os aços DP, os aços TRIP são aços multifásicos, e as suas propriedades são consequência da combinação repartida dos seus constituintes microestruturais. Tipicamente um aço TRIP apresenta a seguinte composição química (quadro 6).

Elemento	C	Mn	Si	P, N, Al	S	Nb, V, Ti
	max	Max	max	max	max	
Teor (%)	0,4	2,5	2,0	0,1	0,3	0,01-0,1

Quadro 6. Composição química típica para um aço TRIP – intervalos de variação.

A microestrutura destes materiais é constituída por uma matriz ferrítico/bainítica, com ilhas de austenite residual finamente dispersas. Pela acção de uma deformação, esta austenite metaestável à temperatura ambiente pode transformar-se em martensite.

Estes aços requerem um controlo muito preciso dos parâmetros de laminagem a quente, pois para obtermos a quantidade desejada de austenite residual é necessário proceder a um ajuste preciso da temperatura de fim de laminagem.

As principais características dos aços TRIP são a elevada ductilidade (como consequência da transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$) associada a um elevado coeficiente de encruamento, e como tal, a possibilidade de atingir simultaneamente elevadas resistências e alongamentos.

O efeito TRIP tem sido usado comercialmente em tensores, agulhas cirúrgicas e arame de alta resistência [7]. Actualmente estão-se a dar os primeiros passos na aplicação dos aços

TRIP na indústria automóvel, tendo como principais aplicações os reforços dos pára-choques, barras laterais e outros componentes que exijam absorção de choque.

3.1.7. Aços THLE

Dentro da categoria dos aços multifásicos, os aços THLE (Très Haute Limite Elastique) ocupam o topo do espectro de resistências. A microestrutura destes materiais é essencialmente martensítica, podendo em certos casos estarem presentes pequenas ilhas de ferrite. Os aços THLE permitem reduzir significativamente o peso dos componentes, pois é possível produzir a mesma peça com igual resistência mas com uma espessura bastante inferior (podem-se obter por laminagem a quente chapas com 1,5 mm de espessura!).

Como principais aplicações, os componentes perfilados são o seu grande campo de utilização; estruturas tubulares e de diferentes perfis, longarinas, barras anti-intrusão, tirantes e todas as aplicações que exijam absorção de choque são algumas das possíveis aplicações dos aços THLE [8].

Nuance	R_e (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	$E R$ (%)	$R_m \times A$	n	r_m
BH	215	350	41	61	14350	0,22	1,7
Isotrópico	240	370	35	65	12950	0,19	1,0
HSLA	420	500	30	84	15000	0,15	-
Ferrite bainite	365	430	35	85	15050	0,18	-
DP	370	600	25	62	15000	0,17	1,0
TRIP	450	720	28	63	20160	0,23	1,0
THLE	1050	1350	7	77	9450	-	-

Quadro 7. Resumo geral das propriedades mecânicas das diferentes classes de aços de resistência.

3.2. Princípios – o efeito TRIP

O efeito TRIP pode ser definido como uma transformação de fase provocada por uma deformação plástica macroscópica. Este efeito é conhecido desde os anos 50, e foi primeiramente estudado por Zackay e al (1968) nos aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis de alta resistência, e fortemente ligados ao cromo, níquel, molibdénio e silício.

Os aços multifásicos com efeito TRIP apresentam a particularidade de a austenite se transformar em martensite no decorrer da operação de conformação (deformação plástica). Esta transformação constitui o efeito TRIP, e proporciona simultaneamente uma ductilidade crescente, associada a uma elevada resistência. A importância desta transformação é dupla: primeiramente, provoca um efeito de endurecimento estático causado pela aparição de uma

fase dura, a martensite e simultaneamente, provoca um amaciamento dinâmico graças à própria transformação e ao facto de que ela mesmo provoca uma deformação suplementar.

Segundo os trabalhos de Olson e Cohen (1975 e 1982), uma deformação pode estimular a cinética de transformação de fase no estado sólido, pelo efeito termodinâmico da tensão aplicada e pelo efeito catalítico da produção de novos defeitos aquando da deformação plástica. É feita distinção entre uma transformação assistida por tensão ('stress-assisted transformation'), na qual a germinação da martensite ocorre nos mesmos locais responsáveis pela transformação espontânea no decorrer do arrefecimento, e uma transformação induzida pela deformação ('strain-assisted transformation'), na qual é sobre os novos locais criados na deformação plástica que a martensite germina (figura 1).

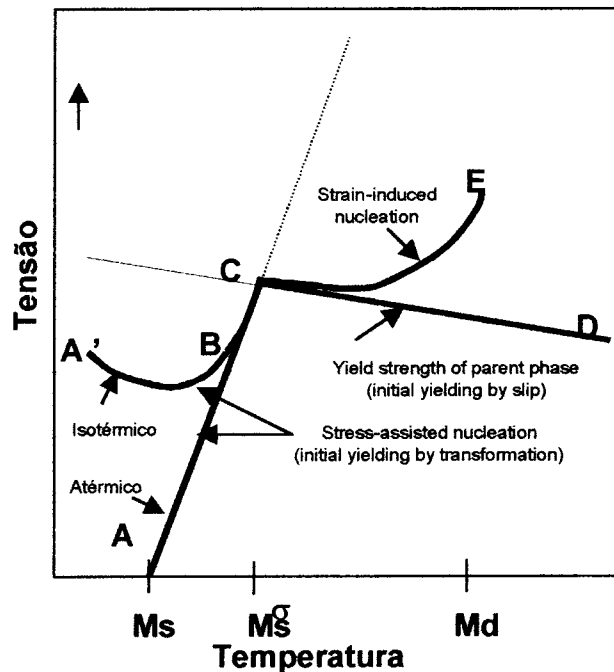


Figura 1. Variação da tensão a aplicar para provocar a transformação martensítica, em função da temperatura.

A temperatura Ms é a temperatura para a qual a transformação martensítica se inicia espontaneamente após um arrefecimento desde o domínio austenítico.

É possível provocar a transformação martensítica a uma temperatura superior a Ms, fornecendo um acréscimo suplementar à força motriz da transformação sob a forma de uma energia mecânica. A tensão a aplicar aumenta quando a temperatura aumenta, e atinge o limite de elasticidade da austenite (σ_a) à temperatura Ms^σ. Para temperaturas inferiores a Ms^σ, a transformação ocorre antes do início da deformação plástica da austenite. Acima da temperatura Ms^σ há uma mudança de regime: agora a austenite deforma-se plasticamente antes de a transformação ser estimulada mecanicamente; continuando a aumentar a temperatura, a tensão a aplicar para provocar a transformação sobe. À temperatura Md, a tensão necessária para deformar a austenite torna-se tão elevada que é praticamente

impossível provocar a sua deformação. Como tal, M_d é definida como a temperatura acima da qual a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ não pode ser induzida mecanicamente. Consideremos a variação da energia livre da austenite e da martensite para diferentes temperaturas (figura 2).

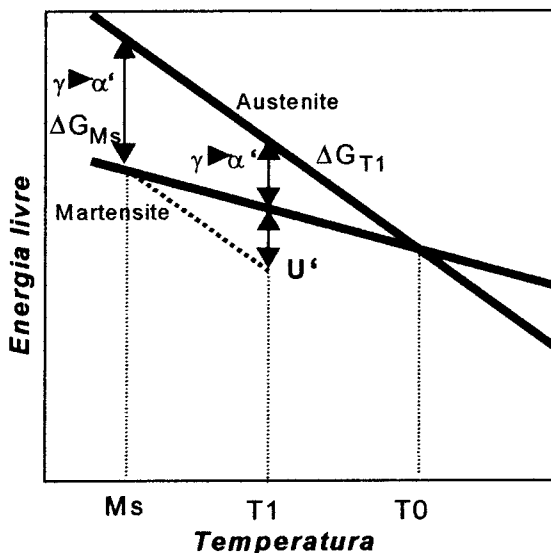


Figura 2. Energia livre da austenite e martensite puras para diferentes temperaturas.

Para se formar martensite espontaneamente, é necessário um sobrefrefecimento até à temperatura M_s o que implica uma energia de activação $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$. À temperatura T_1 , a energia de activação não é suficiente para induzir a transformação martensítica. Falta uma energia U' em relação à força motriz mínima $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$. U' pode ser fornecida exteriormente ao material sob a forma de uma energia mecânica no caso do efeito TRIP.

Suponhamos agora, que graças ao ajuste dos elementos de liga gamagéneos, é possível estabilizar a austenite à temperatura ambiente. Isto significa que a variação da entalpia livre de Gibbs, $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$, não foi uma força motriz suficiente para provocar a transformação no decorrer do arrefecimento, ou que a temperatura à qual se dá o início da transformação martensítica é inferior à temperatura ambiente. Devido ao seu efeito termodinâmico, a tensão aplicada permite então que a transformação se produza devido ao complemento de força motriz por ela cedido.

Se a temperatura M_s é próxima da temperatura ambiente, é suficiente uma pequena energia de activação complementar (provocada por uma tensão elástica) para provocar a transformação. Pelo contrário, se M_s é bastante inferior à temperatura ambiente, então é necessário entrar no domínio plástico para atingir a tensão que permite fornecer o complemento de energia de activação suficiente para ocorrer a transformação.

Como tal, é necessário controlar a estabilidade da austenite, que é o mesmo que dizer a posição da temperatura M_s em relação à temperatura de trabalho (conformação) do material, de modo a beneficiar da melhor maneira o efeito TRIP.

Um dos parâmetros de estabilidade da austenite residual é a sua composição química, que determina a energia livre de Gibbs para a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$. Esta estabilidade pode ser melhorada em função do teor em carbono e manganês na austenite, o que pode ser explicado pela fórmula de Andrews ($M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo - 7,5Si$).

Como evidencia a fórmula de Andrews, a temperatura de transformação martensítica está directamente relacionada com a composição química do aço e este é o principal parâmetro de influência. No entanto, deve ser feito um importante reparo no que respeita à influência da composição química na estabilidade da austenite; quando em situações de recozimento contínuo, a composição química nominal do aço e o conhecimento da composição química de equilíbrio das fases constituintes só pode fornecer uma ideia aproximada da percentagem volúmica da cada constituinte formado. De facto, numa situação de recozimento contínuo são raras as situações em que se atinge o verdadeiro equilíbrio, pois normalmente as velocidades de aquecimento/arrefecimento são muito rápidas, assim como os tempos de permanência às diversas temperaturas. Consequentemente, não é tarefa fácil prever a estabilidade da austenite num aço TRIP e recorre-se muitas vezes a softwares de previsão termodinâmica, tal como o THERMOCALC[®] [9].

3.3. Revisão bibliográfica – composição química e microestrutura

O fenómeno da transformação induzida mecanicamente já é bastante conhecido na engenharia de materiais: ele é usado como uma propriedade de massa em várias famílias de ligas com memória de forma, e como mecanismo de endurecimento – através de uma transformação ‘local’ – em aços ferramenta e em zircónia parcialmente estabilizada. Simultaneamente, existe uma vasta e extensiva literatura sobre a transformação induzida por plasticidade nos aços inoxidáveis austeníticos, assim como noutros casos de aços altamente ligados.

Nos aços TRIP, o efeito com o mesmo nome é uma propriedade local, na medida em que a transformação ocorre em ilhas isoladas de austenite numa estrutura multifásica constituída geralmente por ferrite e bainite. Estes materiais são bastante interessantes, porque contêm apenas pequenas quantidades de elementos de liga relativamente baratos, e simultaneamente oferecem propriedades mecânicas excepcionais (ver quadro 7).

Um dos parâmetros mais influentes na estabilidade da austenite é sem dúvida a composição química do material. Seguidamente, apresentam-se no quadro 8 os elementos de liga mais importantes nos aços, de acordo com o seu efeito na estabilidade da austenite e ferrite.

<i>Estabilizadores da austenite</i>	<i>Estabilizadores da ferrite</i>
C, Mn, Ni, Cu, P	Si, Nb, Ti, Mo, V

Quadro 8. Afinidade química dos elementos de liga para com a austenite e ferrite.

Os diferentes elementos de liga presentes em determinadas quantidades e associados a um tratamento térmico adequado, podem originar uma austenite estável à temperatura ambiente. O manganês retarda a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, e como consequência aumenta a estabilidade da austenite. A relação entre M_s e a percentagem em peso do C e Mn foi determinada como sendo:

$$M_s = 539 - 423C_\gamma - 30,4Mn_\gamma.$$

Contudo, apesar de o manganês aumentar a estabilidade da austenite, ele provoca simultaneamente uma diminuição do parâmetro de qualidade (PQ^1). Isto acontece quando o seu teor ultrapassa um valor crítico, que no caso dos aços sem Si é cerca de 2%. Esta diminuição do PQ, deve-se provavelmente ao aumento do teor de martensite formada, pois provoca uma deterioração da microestrutura.

Por outro lado, o Si (estabilizador da ferrite) deve estar presente por duas razões:

- ☞ promover uma transformação bainítica em que ocorra a rejeição do carbono para a austenite

- ☞ inibir a precipitação de cementite; um embrião de cementite não sobrevive porque

- o Si é insolúvel na Fe_3C e é rejeitado do embrião na frente de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, difundindo-se para fora desta interface; isto aumenta a actividade do Si na ferrite e consequentemente o fluxo de carbono nesta é menor; promovendo deste modo uma austenite mais estável.

A acção conjunta do fósforo e silício também revela alguma importância. O fósforo é um forte endurecedor da ferrite, mas o efeito sinérgico dos dois é deveras superior. O efeito contributivo do fósforo é explicado em termos do seu endurecimento por solução sólida na matriz ferrítica. Logo, como há um aumento da resistência da matriz ferrítica, há simultaneamente uma diminuição da tendência à transformação da austenite residual. De acordo com alguns autores, o fósforo também actua como retardador da precipitação de cementite no domínio bainítico, exercendo uma função muito semelhante ao silício na estabilização da austenite.

Nos aços TRIP, podem ser usados diferentes elementos ditos de microliga, nos quais são de salientar o nióbio, o titânio e o vanádio. Estes elementos podem formar carbonetos, nitretos ou carbonitretos solúveis na austenite a altas temperaturas e podem permanecer em

¹ PQ, significa Parâmetro de Qualidade e corresponde ao produto de $R_m \times A_{Total}$.

solução durante o arrefecimento até à temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Devido à sua insolubilidade na ferrite e de acordo com a velocidade de arrefecimento estes elementos podem precipitar. O tamanho dos precipitados, a sua coerência/não coerência com a matriz e a sua dispersão, provocam diferentes graus de endurecimento do material. A precipitação de um desses elementos ou a combinação de vários precipitados, impedem o crescimento do grão austenítico, pois actuam como obstáculos à movimentação das fronteiras de grão. Contudo, o efeito do vanádio é menos pronunciado comparativamente ao efeito provocado pelo titânio ou nióbio.

O nióbio forma principalmente carbonitretos ricos em carbono; estes pequenos precipitados retardam o crescimento dos grãos durante a recristalização, o que resulta num endurecimento do aço (o limite elástico e a tensão de rotura podem aumentar cerca de 15 MPa pela adição de apenas 0,01% Nb). Simultaneamente, uma adição de cerca de 0,035% Nb, aumenta em cerca de 25% a percentagem de austenite residual, comparativamente ao mesmo aço sem nióbio. Já em solução sólida, o efeito do nióbio reflecte-se num aumento da dureza e numa diminuição da temperatura M_s .

O vanádio, por seu lado, liga-se preferencialmente ao azoto formando nitretos muito endurecedores; após ter esgotado todo o azoto, o seu excesso pode formar carbonetos que são no entanto menos endurecedores.

O titânio pode formar carbonetos ou nitretos; o TiN é um dos primeiros a formar-se a cerca de 1100°C. O teor de titânio que deverá estar presente para 'aniquilar' todo o azoto pode ser determinado pela seguinte fórmula:

$$Ti_{livre} = [Ti] - 3,4[N]$$

A fórmula anterior expressa a relação estequiométrica existente entre o Ti e o N podendo ser obtida através da divisão das respectivas massas atómicas (Ti/N).

O seu carboneto (TiC), apenas se começa a formar para temperaturas próximas de 850°C, e tal como o vanádio permite endurecer fortemente o material [10].

3.4. O interesse do baixo teor em Si

3.4.1. Laminagem

Dentro da pequena família dos aços TRIP, o Si é conhecido como sendo um elemento muito útil no desenvolvimento da reacção bainítica. Contudo, a sua influência nem sempre é benéfica. O Si é causador de defeitos de superfície após laminagem a quente, e forma óxidos duros e aderentes não compatíveis com a prática industrial de limpeza de superfície que antecede a laminagem a frio. Deste modo, os teores em Si deverão ser mantidos o mais baixo

possível, de modo a permitir uma boa aptidão à galvanização a quente e soldadura por pontos [11]. Os teores em Si que provocam os defeitos anteriores compreendem-se entre 0,150 e 0,250. A figura 3 apresenta o defeito, correntemente denominado por 'língua de gato'.



Figura 3. Língua de gato em chapa negra (bruto de laminagem a quente) – cor vermelha (cortesia do laboratório de metalografia do CEDP).

3.4.2. Galvanização

A galvanização a quente é uma operação de revestimento por imersão num banho de zinco em fusão, a uma temperatura vizinha dos 460 °C. Este procedimento é efectuado por um processo contínuo a produtos acabados, nomeadamente a chapas e fios (ver esquema de uma linha de galvanização no anexo 4).

O zinco como revestimento anticorrosão apresenta actualmente uma relação performance/custo inigualável, o que explica a explosão da utilização de tais produtos nos anos 80 para a indústria automóvel, electrodomésticos...

O revestimento galvanizado não é um simples depósito de zinco na superfície do aço como por exemplo o caso da pintura. Trata-se na realidade de uma reacção metalúrgica de dupla difusão entre o zinco e o ferro. Esta difusão conduz à formação de camadas de ligas Fe-Zn - compostos intermetálicos. Como tal, o conhecimento da composição química do banho de galvanização e do metal base são de extrema importância, pois existem elementos que podem originar efeitos nefastos.

O elemento onde o seu efeito é mais conhecido é o silício. Também a influência do fósforo é bastante conhecida, sendo o seu efeito similar e cumulativo ao do silício. O fósforo e o silício conduzem à formação de camadas de galvanização muito espessas com uma estrutura de fases de grão muito fino e não estratificados. Este fenómeno designa-se por efeito Sandelin, e são distinguidos três domínios de concentração (figuras 4 e 5).

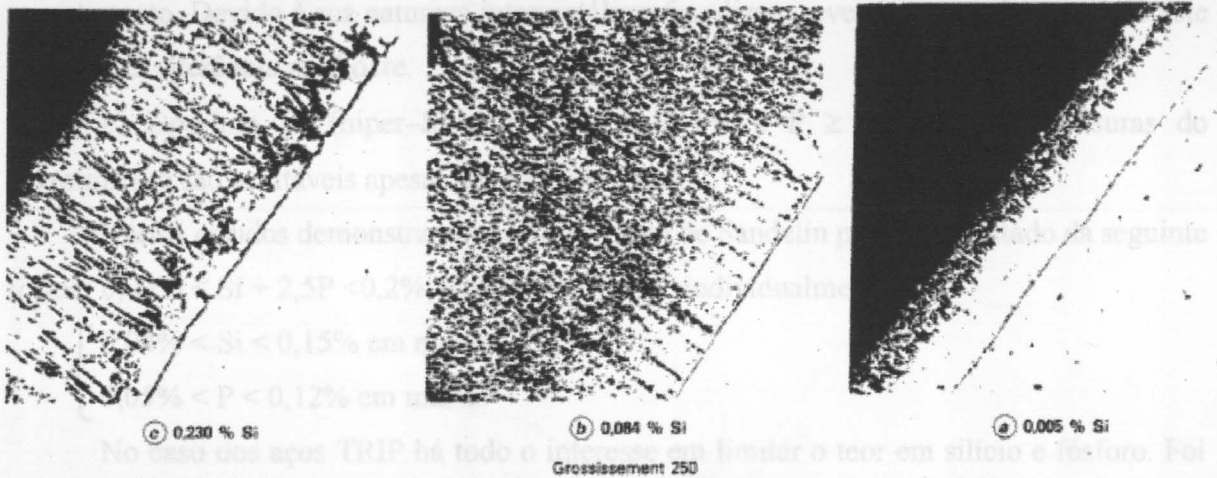
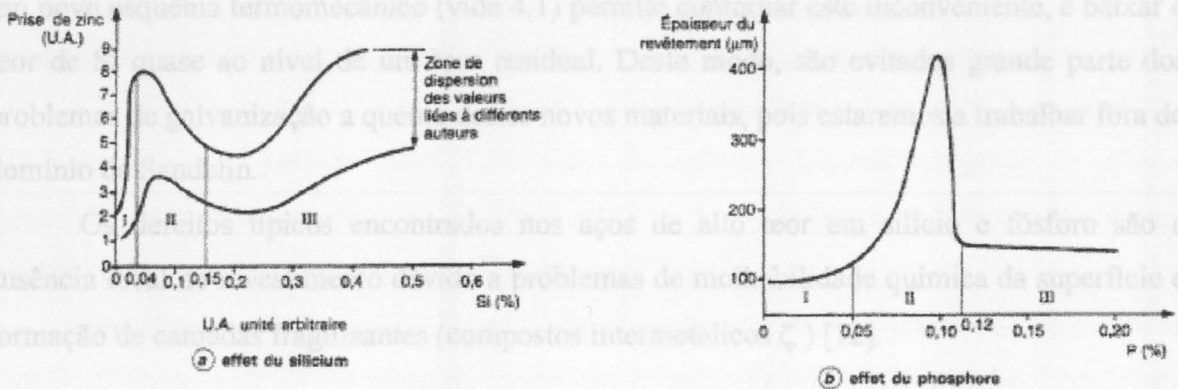


Figura 4. Efeito do silício sobre a estrutura dos revestimentos galvanizados.



3.4.3. Soldabilidade

A boa aptidão à soldagem é uma propriedade que à partida é desejada para todos os aços produzidos, quer por razões de produção (processos em contínuo), quer por razões de construção e montagem (estruturas soldadas, desta indústria automóvel...). Deste modo, para que um aço encontre aceitação no mercado ele deverá entre outras propriedades, ser apto à soldadura dos aços TRIP.

Na soldadura dos aços TRIP há todo o cuidado em controlar o teor em silício e fósforo. Foi observado que a presença de silício e fósforo são a grande parte dos problemas de soldabilidade encontrados nos aços de alto teor em silício e fósforo são a causa de problemas de soldabilidade. Os elementos químicos da superfície e a formação de compostos intermetálicos (compostos intermetálicos).

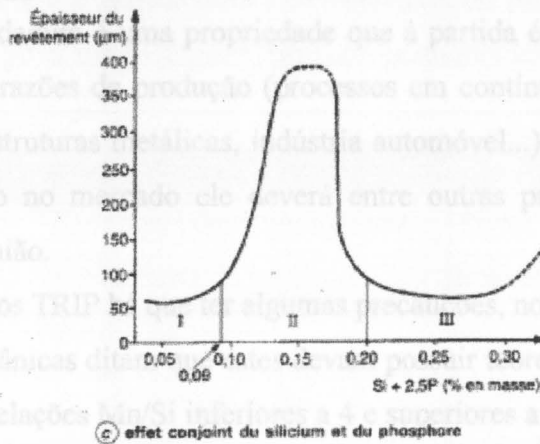


Figura 5. Efeito de Sandelin – domínios de concentração do P e Si.

a) Domínio I – $Si \leq 0,04\%$ e $P \leq 0,05\%$: crescimento e estruturas normais

b) Domínio II (dito domínio de Sandelin):

$0,04\% < Si < 0,15\%$ e $0,05\% < P < 0,12\%$, este é o domínio mais nefasto.

Corresponde a uma deposição de zinco elevada (espessuras até $500 \mu m$) e ocorre uma modificação do aspecto do produto pela presença de cristais ζ (Dzêta, $FeZn_{13}$, com uma dureza Vickers de 270). Esta fase pode representar cerca de 90% da espessura do

revestimento. Devido à sua natureza intermetálica, fragiliza o revestimento e faz com que este tenha uma aderência medíocre.

c) Domínio III (hiper-Sandelin): $Si \geq 0,15\%$ e $P \geq 0,12\%$. As espessuras do revestimento são aceitáveis apesar de ainda elevadas.

Vários estudos demonstraram que o domínio de Sandelin pode ser limitado da seguinte forma: $0,09\% < Si + 2,5P < 0,2\%$, o que corresponde individualmente a:

$$\begin{cases} 0,04\% < Si < 0,15\% \text{ em massa} \\ 0,05\% < P < 0,12\% \text{ em massa.} \end{cases}$$

No caso dos aços TRIP há todo o interesse em limitar o teor em silício e fósforo. Foi exposto anteriormente que o silício é um elemento importante no processamento dos aços TRIP (retardador da precipitação de carbonetos no domínio bainítico – grafitizante). Contudo, um novo esquema termomecânico (vide 4.1) permite contornar este inconveniente, e baixar o teor de Si quase ao nível de um teor residual. Deste modo, são evitados grande parte dos problemas de galvanização a quente destes novos materiais, pois estaremos a trabalhar fora do domínio de Sandelin.

Os defeitos típicos encontrados nos aços de alto teor em silício e fósforo são a ausência local de revestimento devido a problemas de molhabilidade química da superfície e formação de camadas fragilizantes (compostos intermetálicos ζ) [12].

3.4.3. Soldabilidade

A boa aptidão à soldadura é uma propriedade que à partida é desejada para todos os aços produzidos, quer por razões de produção (processos em contínuo), quer por razões de construção e montagem (estruturas metálicas, indústria automóvel...). Deste modo, para que um aço encontre aceitação no mercado ele deverá entre outras propriedades, ser apto à maioria dos processos de união.

Na soldadura dos aços TRIP há que ter algumas precauções, nomeadamente na relação Mn/Si, pois exigências mecânicas ditam que estes devam possuir teores elevados em Mn e Si. É sabido da literatura que relações Mn/Si inferiores a 4 e superiores a 40 originam problemas de soldadura. A figura 6 apresenta graficamente a relação entre o quociente Mn/Si e o aparecimento de fissuração num teste de dobragem. A fissuração que ocorre em aços com relações Mn/Si fora dos limites admissíveis deve-se a óxidos formados na interface, aquando da soldadura. Devido a relações Mn/Si não ideais estes óxidos tornam-se pouco fluidos (possuem um ponto de fusão muito elevado), e conseqüentemente a sua expulsão para zonas fora da interface e esmagamento durante a soldadura torna-se difícil. Como estes óxidos permanecem na interface vão provocar fracturas do tipo frágil na junta soldada, assim como

porosidades. A figura 7 apresenta um gráfico que exprime a relação entre a razão Mn/Si e a resistência ao impacto Charpy.

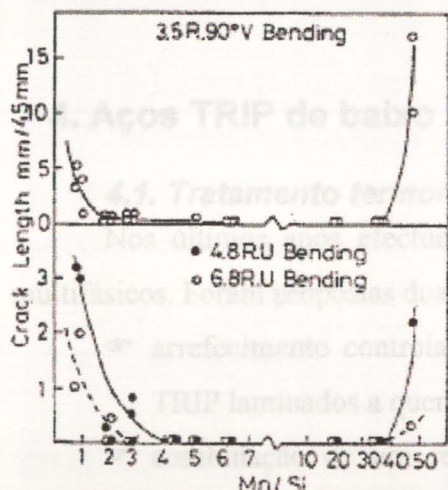


Figura 6. Relação entre a relação Mn/Si e a resistência ao impacto Charpy, a 0 °C.

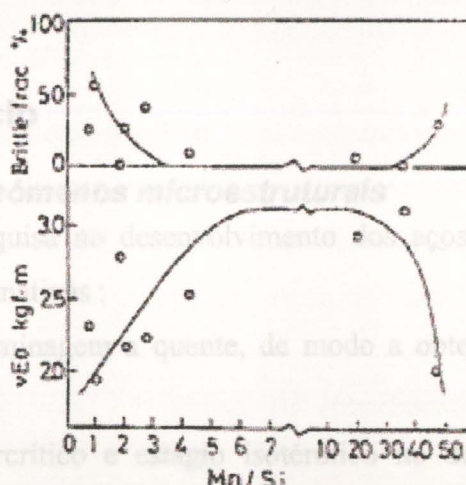


Figura 7. Relação entre a razão Mn/Si e a resistência ao impacto Charpy e o comprimento da fissura.

Uma outra interação a ter em conta é entre o manganês e o enxofre. Um quociente Mn/S superior a 15 permite evitar a formação de inclusões fusíveis nas juntas de grão, e consequentemente o aparecimento de 'hook crack's'. Logo, baixando o teor em enxofre no material base resolve-se teoricamente o problema [13].

Nos últimos ensaios realizados nas linhas de galvanização da Cockerill Sambre com os aços TRIP (Março de 2000), surgiram problemas na união das diferentes bandas. O processo de união utilizado na linha 4 é o faiscamento (ver descrição do processo no anexo 5). No quadro 9 apresentam-se os problemas surgidos, causas e possíveis acções correctivas para os mesmos (baseado em [14]).

Problema	Causa	Possível acção correctiva
Descoesão do metal	Estrutura pouco homogénea proveniente de LAQ	Evitar as últimas espiras da bobine
Porosidade na junta	Óxidos na interface	Adaptar a composição química do material de base Aumentar a força de forjamento
Descarburação central	Segregação de C	Adequar veloc. de vazamento
Óxidos na interface	Relação Mn/Si elevada	Adaptar a composição química do material de base

Quadro 9. Problemas, causas e possíveis acções correctivas para os problemas de soldadura dos aços TRIP na linha 4, segundo a perspectiva do autor.

No anexo 6 podem ser observadas microestruturas das juntas soldadas, assim como os testes Erichsen (descrição do teste no anexo 7) efectuados às mesmas.

4. Aços TRIP de baixo teor em Silício

4.1. Tratamento termomecânico e fenómenos microestruturais

Nos últimos anos efectuou-se muita pesquisa no desenvolvimento dos aços TRIP multifásicos. Foram propostas duas principais alternativas :

- ☞ arrefecimento controlado durante a laminagem a quente, de modo a obter aços TRIP laminados a quente
- ☞ combinação de um recozimento intercrítico e estágio isotérmico no domínio bainítico, resultando em produtos laminados a frio.

Infelizmente, ambos os processos termomecânicos propostos requeriam um elevado nível de silício para inibir a precipitação de cementite, de modo a evitar uma perda de estabilidade da austenite residual metaestável. Cumulativamente, devido aos elevados teores em silício, surgem defeitos de superfície (óxidos vermelhos) e a aptidão à galvanização é também assim moderada.

De modo a ultrapassar estes problemas tiveram que se estudar novas estratégias termomecânicas para a produção de aços TRIP, surgindo assim a nuance de 600 MPa e os aços TRIP microligados.

Para a produção destes novos aços foi introduzido no tratamento termomecânico normal, um revenido entre a laminagem a quente e a laminagem a frio. A figura 8 apresenta o novo esquema termomecânico.

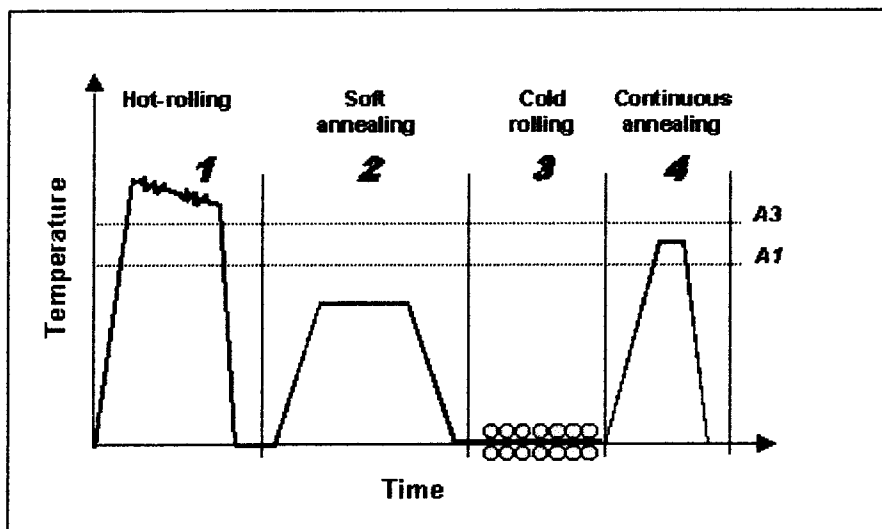


Figura 8. Novo esquema termomecânico para a produção de aços TRIP.

Este esquema consiste em (1) laminagem a quente, (2) revenido, (3) laminagem a frio e (4) recozimento contínuo combinado com galvanização.

(1) Laminagem a quente

A laminagem a quente é efectuada no domínio austenítico, com temperaturas de fim de laminagem próximas dos 860°C; o arrefecimento é controlado, de modo a obter estruturas bainíticas sendo seguido de uma decapagem clássica em HCl semi-concentrado e aquecido.

(2) Revenido

O revenido é efectuado ao material bobinado, em caixas de recozimento com atmosfera protectora de hidrogénio e azoto.

Nesta etapa ocorrem dois efeitos metalúrgicos importantes: o coalescimento da cementite e o enriquecimento de mesma em elementos de liga.

↳ *Coalescimento da cementite*

Durante o revenido ocorre um coalescimento da cementite bainítica (muito fina). Os pequenos precipitados dissolvem-se e simultaneamente os maiores crescem. A força motriz para este processo é a diminuição da energia interfacial. A cinética de coalescimento pode ser definida pela seguinte expressão:

$$r_t = \sqrt[3]{\frac{K}{RT} * V_m^2 * D_\alpha * \delta * t + r_0^3},$$

em que r_t é o raio médio da partícula para o tempo t , K é uma constante, T a temperatura absoluta, V_m a fracção volúmica molar dos precipitados, D_α o coeficiente de difusão do carbono na ferrite, δ a energia interfacial partícula/matriz e r_0 o raio médio da partícula para o tempo zero.

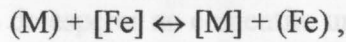
Durante o revenido pode existir competição entre as reacções de coalescência e as reacções de enriquecimento da cementite em elementos de soluto; são reacções contrastantes e que originam situações de redução de energia livre do sistema complexas:

- ☞ redução da energia interfacial pelo coalescimento
- ☞ redução da energia livre de Gibbs da partícula de cementite devido ao enriquecimento em soluto; as partículas pequenas revelam cinéticas elevadas.

↳ *Enriquecimento da cementite pelos elementos substitucionais*

É bem conhecido da literatura que a cementite pode ser enriquecida em elementos substitucionais, tal como, o Mn, Mo ou Cr durante um recozimento. Os fenómenos de

enriquecimento são causados por reacções de permuta entre os elementos substitucionais na matriz ferrítica e um átomo de ferro na cementite:



onde, (M) é a concentração do soluto na matriz ferrítica e [M] é a concentração de soluto na cementite. A constante de equilíbrio pode ser definida como:

$$K_{\alpha\theta}^M = \frac{[M] \cdot (Fe)}{(M) \cdot [Fe]}.$$

Pela aplicação de um tratamento térmico, a cementite tende a evoluir para composições de equilíbrio e poderá ser definida como $(Fe, Mn, Cr, Mo)_3C$. Hoje em dia programas de simulação termodinâmica, tais como o Mtdata permitem determinar as concentrações de equilíbrio de sistemas com multicomponentes.

A constante de equilíbrio (dependente da temperatura) da reacção de permuta para o manganês, entre a matriz ferrítica e a cementite, foi determinada quantitativamente através do uso de métodos separativos electroquímicos, e pode ser calculada aproximadamente pela seguinte expressão:

$$K_{\alpha\theta}^{Mn} = 10^{\frac{2222}{T} - 1,156},$$

onde T é a temperatura absoluta. Como tal, quanto mais baixa for a temperatura de estágio, mais elevada será a concentração de equilíbrio do manganês na cementite. Com a fórmula anterior e para uma dada composição química (ver anexo 8), é possível calcular a concentração de equilíbrio do manganês em função da temperatura, como mostra a figura 9.

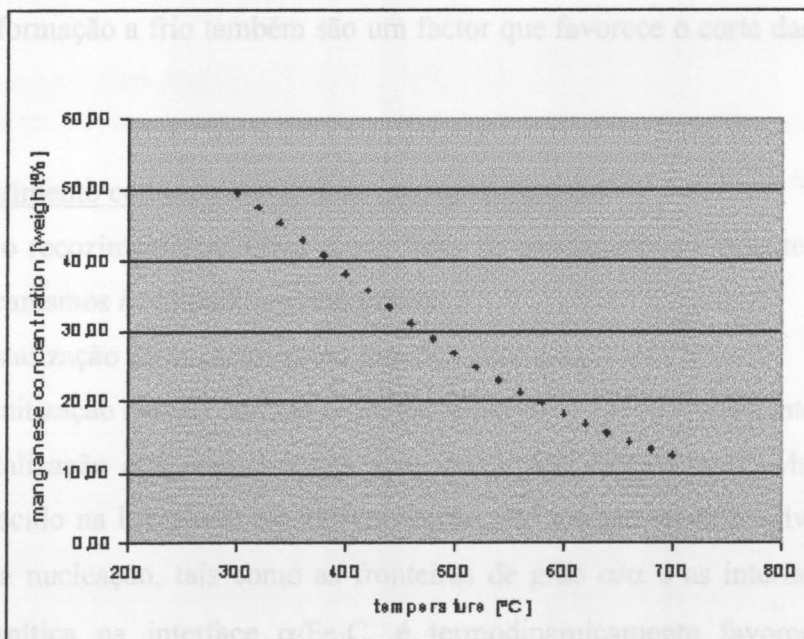


Figura 9. Concentração de equilíbrio do Mn na cementite em função da temperatura.

Concentrações iniciais em carbono elevadas conduzem a uma distribuição mais densa de precipitados de cementite, e como tal os efeitos de permuta dos elementos substitucionais são mais importantes, sendo de esperar na cementite uma concentração de equilíbrio inferior para os elementos substitucionais. Infelizmente, para atingir essas concentrações de equilíbrio durante o revenido são necessários grandes tempos de estágio especialmente para as baixas temperaturas, o que não possui qualquer interesse económico.

(3) Laminagem a frio

A laminagem a frio é aplicada com o intuito principal de atingir as espessuras finais desejadas para o material. Contudo, esta pode ter um papel preponderal na microestrutura final.

Na opinião do autor, na laminagem a frio as partículas de cementite e de outras inclusões não metálicas podem ser fragmentadas devido à deformação a que são sujeitas. Esta fragmentação vai originar partículas de cementite de menor tamanho mas muito ricas em elementos substitucionais, nomeadamente manganês. Logo, aquando da austenitização vão existir mais pontos de nucleação, quer físicos quer químicos, pois a deformação a frio criou mais interfaces $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$. Consequentemente, serão de esperar cinéticas de austenitização elevadas dado o também elevado número de pontos de nucleação.

Após laminagem a quente, a microestrutura desejável será aquela que possuir partículas de cementite de elevada dimensão, pois são aquelas que na deformação a frio se podem quebrar mais facilmente e originar pequenas partículas; as grandes reduções de espessura na deformação a frio também são um factor que favorece o corte das inclusões não metálicas.

(4) Recozimento contínuo combinado com galvanização

Durante o recozimento contínuo numa linha de galvanização a quente, ocorrem dois importantes mecanismos à temperatura intercrítica:

- ☞ recristalização da microestrutura ferrítica encruada
- ☞ austenitização parcial durante o estágio isotérmico à temperatura intercrítica.

A recristalização que ocorre nestes aços é a típica de um aço C-Mn, e que é um assunto já conhecido na literatura. Na austenitização, são teoricamente possíveis dois locais diferentes para a nucleação, tais como as fronteiras de grão α/α e as interfaces $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$. A nucleação austenítica na interface $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$, é termodinamicamente favorecida pela alta concentração local em carbono e manganês, quando comparada com a fronteira de grão α/α (ver figura 10).

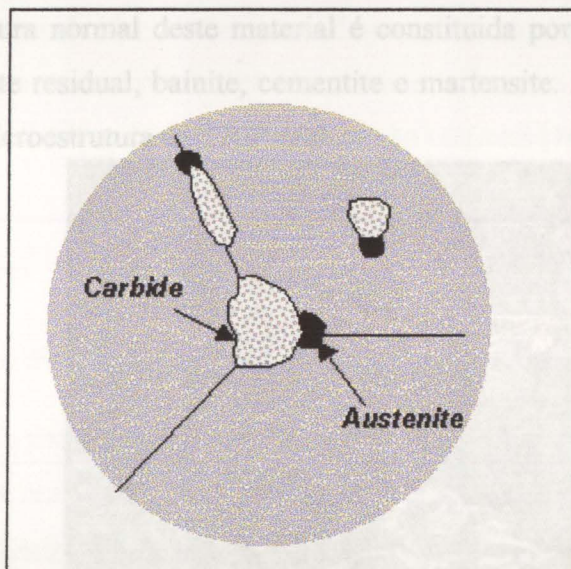


Figura 10. Locais de nucleação da austenite.

No caso de existir cementite nos pontos de união dos grão ferríticos (pontos triplos), a taxa de nucleação é ainda superior, quando comparada com a interface cementite/matriz ferrítica; este facto deve-se principalmente à maior energia de superfície disponível. Alguns investigadores também provaram que os núcleos de austenite envolvem rapidamente as partículas de cementite.

A cementite enriquecida em manganês torna-se menos solúvel às temperaturas intercríticas, devido às elevadas energias de ligação do manganês na cementite. Como tal, nota-se um decréscimo na cinética de transformação. Quando a transformação da cementite termina segue-se uma segunda etapa do crescimento da austenite, a uma velocidade diferente até se atingir o volume de equilíbrio [15].

4.2. Nuance TRIP-600

O aço TRIP-600 neste momento ainda não é comercializado, apesar da sua produção industrial ser actualmente possível através da utilização do esquema termomecânico apresentado em 4.1. Este material apresenta como principal propriedade o elevado compromisso resistência/alongamento.

O TRIP-600 é um aço de baixo carbono, relativamente ligado ao Mn e sem Si e Al, ou seja, os seus teores são os correspondentes aos teores dos elementos residuais clássicos. O quadro 9 apresenta a composição química utilizada industrialmente na produção do TRIP-600.

Elemento	C	Mn	Si	Al	Cr	Ni	Cu	P	N
Teor(10^{-3} wt)	160	2000	17	34	21	27	14	15	65

Quadro 9. Composição química típica e industrial do TRIP-600.

A microestrutura normal deste material é constituída por uma matriz ferrítica, com dispersões de austenite residual, bainite, cementite e martensite. A figura 11 apresenta uma fotomicrografia da microestrutura do TRIP-600.

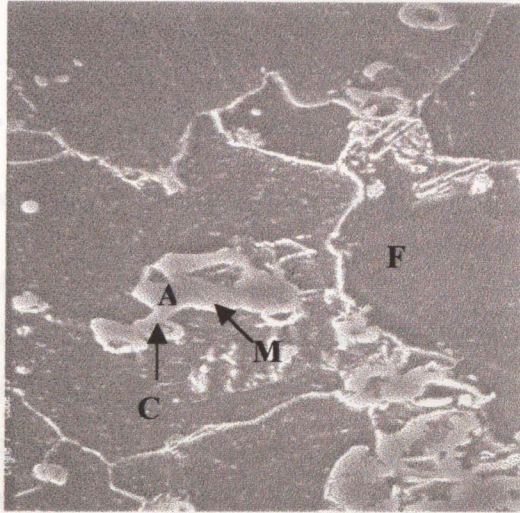


Figura 11. Microestrutura de um aço TRIP-600 laminado a frio. Ampliação 7500x.

As propriedades mecânicas são bastante interessantes, tendo em consideração o nível de resistência. De facto, possui um alongamento uniforme elevado, assim como um coeficiente de encruamento muito aceitável. O quadro 10 apresenta as propriedades mecânicas típicas para o TRIP-600.

R_c (MPa)	R_m (MPa)	Razão R_c/R_m (%)	Alongamento uniforme (%)	Alongamento total (%)	n
430	600	71	14,8	25,8	0,200

Quadro 10. Propriedades mecânicas típicas de um aço TRIP-600.

Como possíveis aplicações apontam-se na indústria automóvel a produção de componentes estruturais e de reforço. As longarinas e outras peças poderão ser produzidas com espessuras reduzidas, logo diminuindo o peso global do veículo e assegurando um nível de resistência superior.

4.3. TRIP microligado

O objectivo primeiro da produção de um aço TRIP microligado de baixo silício, foi o da tentativa de obtenção de um material com uma resistência mínima à tracção de 800 MPa. Contudo, e após a realização de um extenso trabalho, chegou-se à conclusão que tal dificilmente seria exequível industrialmente; as forças de deformação necessárias na laminagem a frio para a obtenção das espessuras pretendidas, teriam que ser quase duplicadas em relação a uma situação normal.

As propriedades mecânicas obtidas para estes materiais não são propriamente as que tornaram ‘apetecíveis’ esta família de materiais, pois apesar dos elevados níveis de resistência

os parâmetros de ductilidade são relativamente fracos. Para tensões de ruptura médias de 700 MPa, obtiveram-se alongamentos uniformes médios inferiores a 10% e coeficientes de encruamento médio de 0,170 valores estes que não são notáveis [16].

5. O efeito TRIP – Caso prático

5.1. Análise e discussão dos ensaios realizados a alta velocidade de deformação

(1) Objectivo da realização dos ensaios

O objectivo da realização de ensaios a elevadas velocidades de deformação com os aços TRIP é duplo: primeiramente, para verificar se estes materiais conservam as suas boas propriedades a altas velocidades de deformação. Este ponto é fundamental, pois uma das fortes possibilidades de aplicação dos aços TRIP centra-se na absorção de energia (choque). Em segundo lugar, para compreender melhor o movimento das deslocações, pois este aço é deveras complexo e apresenta macroscopicamente tendências claras e radicalmente diferentes daquelas que foram observadas até hoje na deformação dos materiais.

(2) Caracterização do material

O material utilizado neste estudo foi um aço TRIP laminado a quente com uma espessura de 3mm. A microestrutura do material pode ser observada no anexo 9. Esta é constituída basicamente por uma matriz ferrítica (a azul na imagem), martensite (a branco) e austenite (a branco). A revelação simultânea da martensite e austenite é impossível, e daí estas duas fases apresentarem a mesma cor na imagem. Nesta microestrutura também estão presentes pequenas quantidades de bainite (a castanho).

As percentagens dos diferentes constituintes não foram determinadas experimentalmente, mas podemos dizer que esta microestrutura é constituída aproximadamente por 10% de martensite/austenite. Como tal, está presente apenas 5% de austenite (sensivelmente), o que não faz deste material um verdadeiro TRIP, assim como 5% de martensite também não o tornam num autêntico DP. Este aço revela-se simplesmente como multifásico.

(3) Ensaios realizados

Para a caracterização mecânica do aço TRIP laminado a quente em estudo foram realizados dois tipos de ensaio: ensaios de tracção (regime estático) e ensaios na barra de Hopkinson (regime dinâmico - ver anexo 10 para descrição do ensaio). As figuras 12 e 13

apresentam respectivamente, o resultado do ensaio de tracção convencional e o resultado do ensaio de tracção na barra de Hopkinson.

(4) Resultados

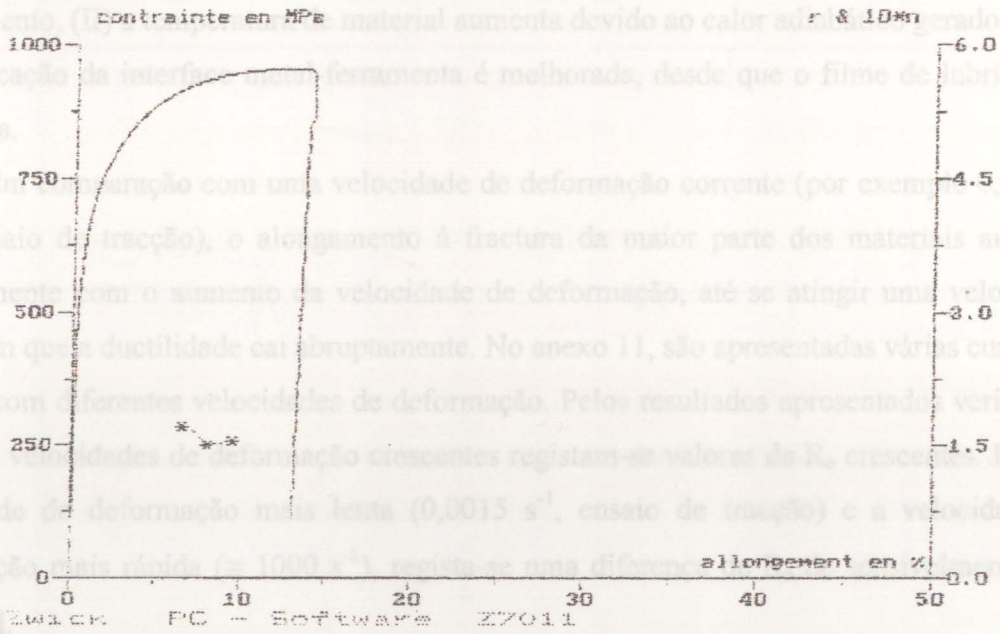


Figura 12. Curva de tracção de um aço TRIP laminado a quente.

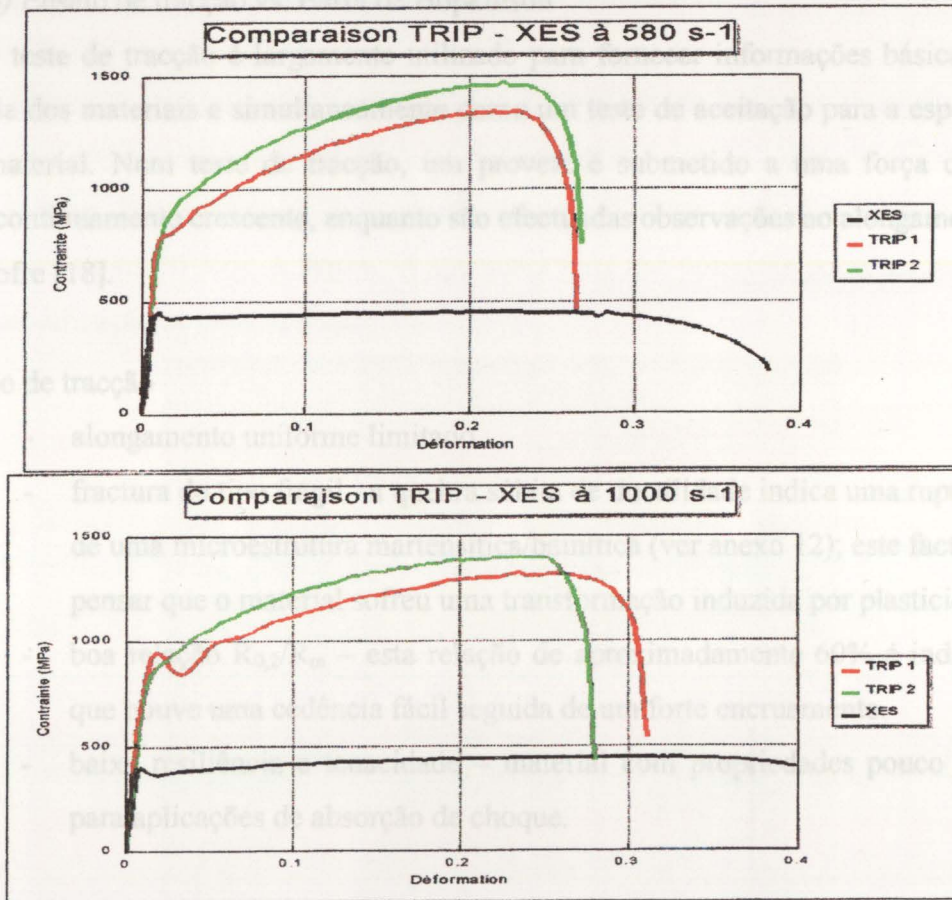


Figura 13. Curvas de tracção obtidas na barra de Hopkinson.

(5) Comentários e discussão

A velocidade de deformação tem três efeitos principais nas propriedades dos materiais: (I) a tensão de cedência do material aumenta com o aumento da taxa de encruamento, (II) a temperatura de material aumenta devido ao calor adiabático gerado, e (III) a lubrificação da interface metal-ferramenta é melhorada, desde que o filme de lubrificante prevaleça.

Em comparação com uma velocidade de deformação corrente (por exemplo $0,001 \text{ s}^{-1}$ num ensaio de tracção), o alongamento à fractura da maior parte dos materiais aumenta gradualmente com o aumento da velocidade de deformação, até se atingir uma velocidade crítica em que a ductilidade cai abruptamente. No anexo 11, são apresentadas várias curvas de tracção com diferentes velocidades de deformação. Pelos resultados apresentados verifica-se que para velocidades de deformação crescentes registam-se valores de R_e crescentes. Entre a velocidade de deformação mais lenta ($0,0015 \text{ s}^{-1}$, ensaio de tracção) e a velocidade de deformação mais rápida ($\cong 1000 \text{ s}^{-1}$), regista-se uma diferença de R_e de sensivelmente 300 Mpa [17].

(6) Ensaio de tracção vs. Barra de Hopkinson

O teste de tracção é largamente utilizado para fornecer informações básicas sobre a resistência dos materiais e simultaneamente como um teste de aceitação para a especificação de um material. Num teste de tracção, um provete é submetido a uma força de tracção uniaxial continuamente crescente, enquanto são efectuadas observações ao alongamento que o mesmo sofre [18].

☞ Ensaio de tracção

- alongamento uniforme limitado
- fractura do tipo frágil - a quebra súbita de ductilidade indica uma ruptura típica de uma microestrutura martensítica/bainítica (ver anexo 12); este facto permite pensar que o material sofreu uma transformação induzida por plasticidade.
- boa relação $R_{0,2}/R_m$ – esta relação de aproximadamente 60% é indicativa de que houve uma cedência fácil seguida de um forte encruamento.
- baixa resiliência e tenacidade – material com propriedades pouco indicadas para aplicações de absorção de choque.

☞ Ensaio de tracção – barra de Hopkinson

- quer para 580 s^{-1} como para 1000 s^{-1} o material apresenta valores de R_e superiores ao obtido no ensaio de tracção convencional (cerca de 300 MPa); o valor mais elevado foi registado para a velocidade de 1000 s^{-1} .
- mesmo a elevada velocidade o encruamento é significativo.
- a diferença entre o teste a 580 s^{-1} e 1000 s^{-1} não é significativo; contudo é de realçar os valores de R_e mais elevados para a velocidade de 1000 s^{-1} assim como um alongamento à fractura ligeiramente superior (pouco significativo).
- verificou-se uma perda súbita de ductilidade próxima da fractura (típica de um ensaio a alta velocidade).
- em termos de alongamento é prematuro tirar conclusões - o ensaio de tracção (regime estático) foi efectuado sobre provetes fortemente influenciados pela segregação (laminado a quente) [19].

6. Embutidura de um aço ULC-Ti

6.1. Ensaios com um novo adesivo

(1) Objectivo

O objectivo da realização destes ensaios foi o de testar uma configuração estrutural diferente para componentes automóveis com formas básicas em 'U'. Esta modificação visa a redução de peso desses componentes, através do uso de chapa mais fina mas devidamente reforçada nos locais críticos. A figura 14 apresenta uma das possíveis peças automóveis em que esta modificação se pode aplicar.

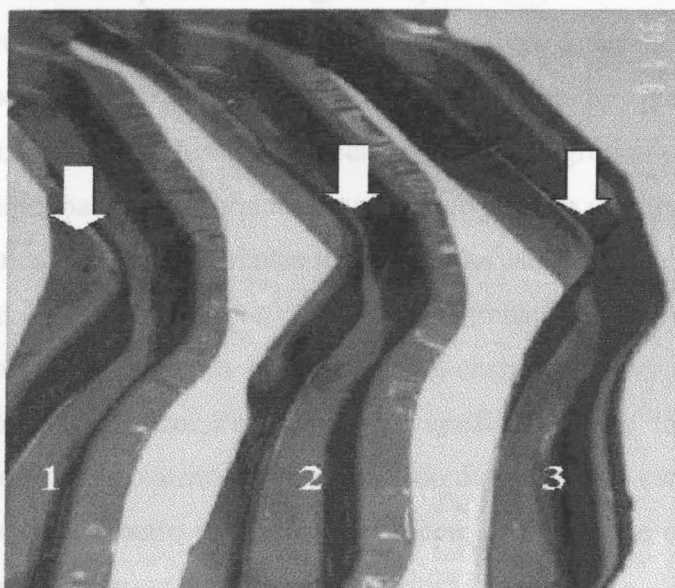


Figura 14. Longarina de automóvel em diferentes etapas de embutição (cortesia Sr. Paul Wouters – RDCS).

Os problemas que se colocaram foram a determinação da melhor forma do reforço assim como o modo de montagem. A figura 15 ilustra as diferentes configurações das peças a testar.

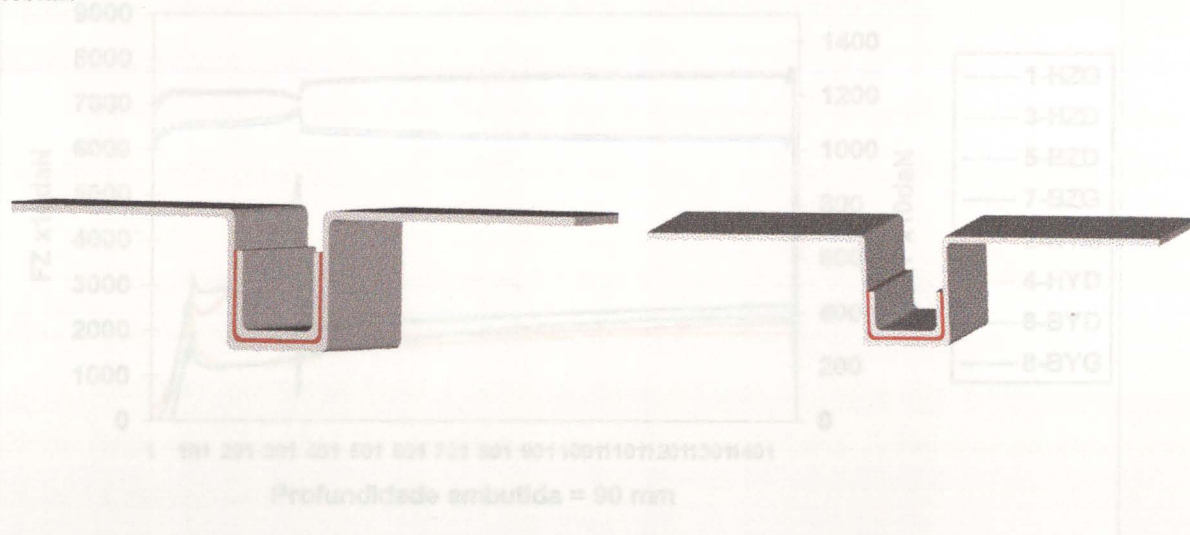


Figura 15. Configurações testadas (concepção própria do autor).

No anexo 13 apresenta-se o procedimento de montagem, assim como as dimensões e características dos materiais utilizados.

(2) Embutidura

Para efectuar esta operação utilizou-se uma prensa hidráulica da marca Dualform (ver anexo 14) com uma força máxima de 120 toneladas (50 ton. aperta-chapas e 70 ton. punção).

A ferramenta (molde) utilizada para a embutidura foi concebida no RDSCS, e é dotada de sensores que permitem quantificar o atrito entre a placa a embutir e a ferramenta. Estes sensores encontram-se ligados a um sistema informático que faz a conversão dos dados adquiridos e nos permite construir um gráfico força vs. deslocamento. Deste modo, e no caso particular da prensa utilizada é possível corrigir a força exercida no lado direito ou esquerdo do aperta-chapas. Simultaneamente, torna-se também possível determinar o atrito existente entre a chapa e o aperta-chapas para a força aplicada. A figura 16 apresenta os resultados obtidos num ensaio experimental. Como pode ser observado no gráfico a prensa encontra-se desregulada, pois exerce mais força no lado esquerdo que no lado direito; consequentemente iremos obter coeficientes de atrito diferentes nos diferentes lados. A figura 17 apresenta já a força do aperta-chapas corrigida (sobreposição das quatro linhas).

Após a distribuição correcta da força do aperta-chapas, o atrito em ambos os lados deveria ser sensivelmente idêntico. Pela figura 17 verificamos que infelizmente tal não acontece, pois verificou-se que o atrito no lado esquerdo da ferramenta continua mais elevado do que no lado direito. Logo, outro problema se colocou: porque é que o atrito diferia se as condições em ambos os lados eram supostamente idênticas?

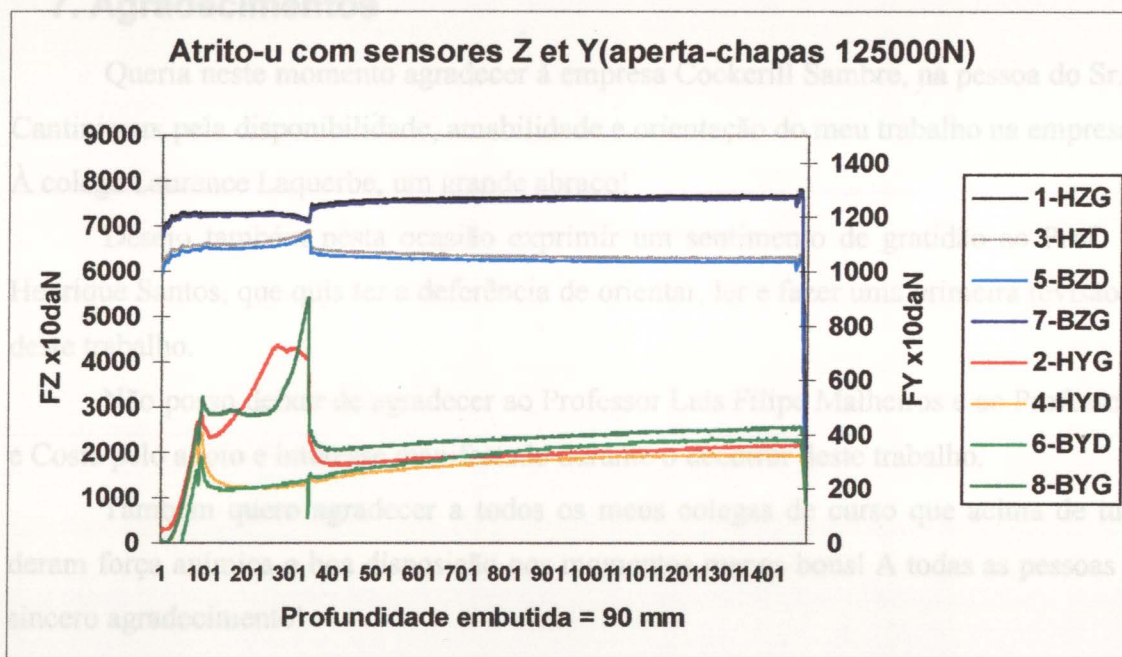


Figura 16. Gráfico força vs. deslocamento obtido experimentalmente na embutadura de um chapa (cortesia Sr. Fredy Sipps - RDCS).

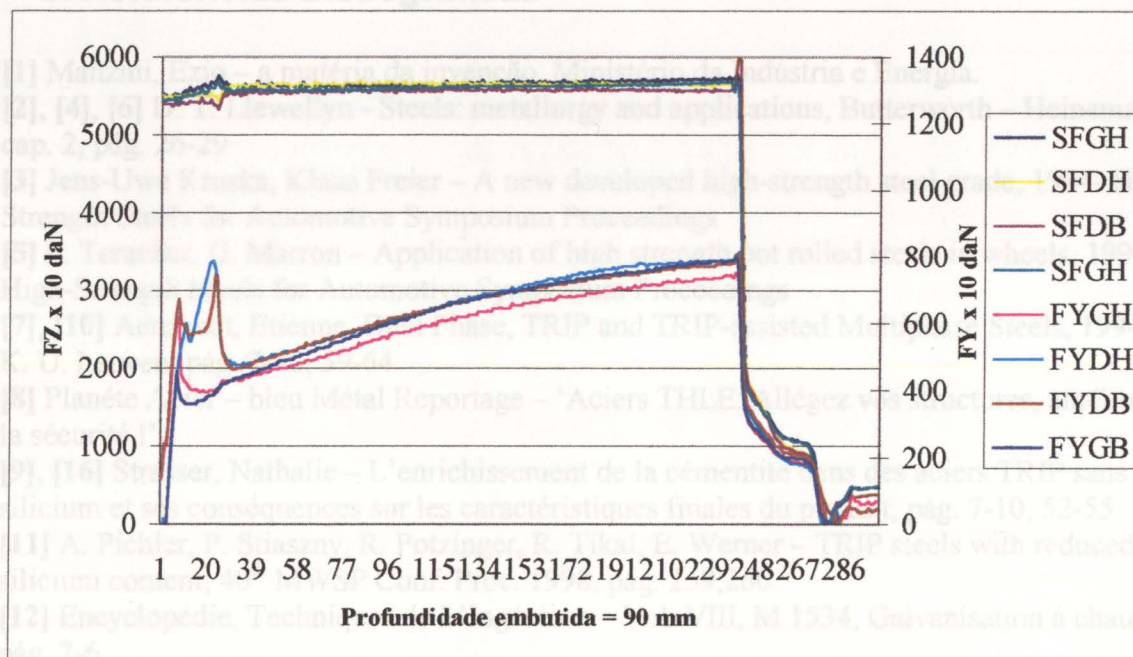


Figura 17. Gráfico força vs. deslocamento, com a força do aperta-chapas corrigida (cortesia Sr. Freddy Sipps).

Após medições, verificações e algumas calibrações chegou-se à conclusão que existia um pequeno defeito de construção: uma diferença de paralelismo de 0,02 mm entre o aperta-chapas e a superfície do molde no lado direito. Logo, apesar da força do aperta-chapas aplicada ser igual em ambos os lados o deslizamento do material obrigatoriamente não o era.

Foi também embutido um 'U' não se obtendo os resultados esperados. Deu-se a ruptura do ponto de soldadura e o consequente deslizamento da chapa de reforço sobre a chapa de base. A peça obtida era assimétrica e o adesivo ficou totalmente destruído.

7. Agradecimentos

Queria neste momento agradecer à empresa Cockerill Sambre, na pessoa do Sr. Pierre Cantinieaux pela disponibilidade, amabilidade e orientação do meu trabalho na empresa.

À colega Laurence Laquerbe, um grande abraço!

Desejo também nesta ocasião exprimir um sentimento de gratidão ao Prof. Doutor Henrique Santos, que quis ter a deferência de orientar, ler e fazer uma primeira revisão crítica deste trabalho.

Não posso deixar de agradecer ao Professor Luís Filipe Malheiros e ao Professor Maia e Costa pelo apoio e interesse manifestado durante o decorrer deste trabalho.

Também quero agradecer a todos os meus colegas de curso que acima de tudo me deram força anímica e boa disposição nos momentos menos bons! A todas as pessoas o meu sincero agradecimento!

8. Referências bibliográficas

- [1] Manzini, Ezio – a matéria da invenção, Ministério da Indústria e Energia.
- [2], [4], [6] D. T. Llewellyn - Steels: metallurgy and applications, Butterworth – Heinemann, cap. 2, pág. 26-29
- [3] Jens-Uwe Kruska, Klaus Freier – A new developed high-strength steel grade, 1994- High-Strength Steels for Automotive Symposium Proceedings
- [5] P. Teracher, G. Marron – Application of high strength hot rolled steels in wheels, 1994- High-Strength Steels for Automotive Symposium Proceedings
- [7], [10] Aernoudt, Etienne, Dual Phase, TRIP and TRIP-assisted Multiphase Steels, 1994 – K. U. Leuven, pág. 7-10, 59-64
- [8] Planète Acier – bleu Métal Reportage – ‘Aciers THLE: Allégez vos structures, améliorez la sécurité !’
- [9], [16] Strasser, Nathalie – L’enrichissement de la cémentite dans des aciers TRIP sans silicium et ses conséquences sur les caractéristiques finales du produit, pág. 7-10, 52-55
- [11] A. Pichler, P. Stiaszny, R. Potzinger, R. Tikal, E. Werner – TRIP steels with reduced silicium content, 40th MWSP Conf. Proc. 1998, pág. 259,260
- [12] Encyclopédie, Techniques de L’Ingénieur – Vol. VIII, M 1534, Galvanisation à chaud, pág. 2-6,
- [13] Hashimoto, Sudo, Hosada, Shibata – Development of Nb added ferrite-bainite steels and their application to wheels, pág. 1017,1018
- [14] Laquerbe, Laurence – Soudure par étincelage des aciers TRIP sans silicium, pág. 1-3
- [15] Eberle, Klaus, Cantinieaux, P., Harlet, Ph. – New thermomechanical strategies for the production of high strength low-alloyed multiphase steel showing a transformation induced plasticity (TRIP) effect, pág. 1-8
- [17], [19] Eberle, Klaus, Valentin, Thibault – Caractérisation de la qualité TRIP/LAC, pág. 1-5
- [18] Dieter, George E. – Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill, London 1988, pág. 275
- [20] Marchienne/Marcinelle – Catálogo geral
- [21] ASM Handbook – Vol. VI, Flash Welding, pág. 247,248
- [22] Encyclopédie, Techniques de L’Ingénieur, Vol. I, M 125 – Études des alliages, pág. 7
- [23] Encyclopédie, Techniques de L’Ingénieur, Vol. I, M 121 – Études des alliages, pág. 14

ANEXOS

☰ - Anexo 1

☞ Apresentação da empresa Cockerill – Sambre

Locais de produção e equipamentos

A empresa Cockerill – Sambre nasceu em 1981, como resultado da fusão das duas principais empresas siderúrgicas de Charleroi e Liège. A configuração industrial da Cockerill Sambre articula-se em torno de duas zonas industriais, distando uma centena de quilómetros entre si e dispondo cada uma delas de uma linha a quente (cockeria, aglomeração, alto-forno, acearia, vazamento contínuo e laminador), formando assim o ramo siderúrgico a quente.

Em Marcinelle (Charleroi), uma máquina de vazamento contínuo (brames) abastece o trem de laminagem de Carlam, sendo complementado com uma linha de decapagem sita em La Praye. Carlam é uma filial completamente integrada no processo siderúrgico a quente, apesar de distar 20 Km da acearia.

Liège dispõe em Chertal de uma máquina de vazamento contínuo (brames), que abastece um trem de laminagem e é complementado por uma linha de corte. Estas duas linhas a quente constituíram um grande investimento de modernização por parte da Cockerill Sambre.

O grupo Cockerill Sambre é especializado na produção de produtos planos finos, e apostou fortemente na melhoria dos padrões de qualidade da laminagem a frio, revestimentos e transformação. Foram realizados grandes esforços para modernizar em profundidade as instalações do ramo ‘Phenix’, que reúne a siderurgia a frio e as linhas de revestimentos metálicos e orgânicos. Para tal, procedeu-se a uma especialização dos locais de produção assim como dos produtos: em Tilleur fabricam-se produtos para embalagem, laminagem por medida e chapas magnéticas; em Jemeppe produzem-se chapas laminadas a frio; em Flémalle e Ramet fabricam-se produtos revestidos.

Mas para além da siderurgia propriamente dita, o grupo Cockerill Sambre estruturou e desenvolveu o conjunto das suas 150 filiais, segundo dois eixos estratégicos principais. O primeiro é o do revestimento de chapa fina. Toda a gama de produtos revestidos pode ser oferecida pelas instalações industriais Belgas, Luxemburguesas ou Francesas pertencentes ao grupo.

O segundo eixo, é aquele que trata do negócio do aço. Em toda a Europa Ocidental e particularmente na Bélgica (com a Disteel), na Holanda (com a Dikema & Chabot) e em França (com a PUM), o grupo Cockerill Sambre dispõe de grandes redes

de distribuição, oferecendo todos os tipos de produtos e uma larga gama de serviços ao cliente. Existem outras filiais do grupo que são especializadas noutros sectores industriais tal como, a mecânica, transportes, informática, etc.

Tal como foi referido anteriormente, a Cockerill Sambre dispõe de um processo siderúrgico particularmente adaptado à produção de semi-produtos planos, finos, revestidos ou não. No anexo 2, é apresentado um esquema geral do processo siderúrgico, desde o tratamento das matérias primas até à decapagem.

A zona industrial de Marcinelle (Charleroi) é constituída por 4 baterias de fornos de coque, 2 linhas de aglomeração, 1 alto-forno, 3 convertidores (K-OBM), 1 forno eléctrico e 1 máquina de vazamento contínuo (brames).

Pelo seu lado, Liège possui 1 coqueria, 1 aglomeração, 2 altos-fornos, 3 convertidores (LDHC), 1 máquina de vazamento contínuo (brames), 1 trem de laminagem, 1 instalação de decapagem, 1 laminador a frio, assim como várias instalações de recozimento contínuo, recozimento base, galvanização e pintura.

As características físicas e técnicas dos equipamentos e processos que integram o esquema siderúrgico da Cockerill Sambre podem ser consultadas no anexo 3.

Produtos

A Cockerill Sambre produz uma vasta gama de produtos. Produz aços para dobragem e embutidura, aços de alta resistência, aços para esmaltagem, embalagem e aços para aplicações eléctrico/magnéticas. No conjunto produz cerca de 28 classes de produtos diferentes, não revestidos ou revestidos para as mais diversas aplicações. Sectorialmente a sua produção reparte-se da maneira indicada na figura 1.

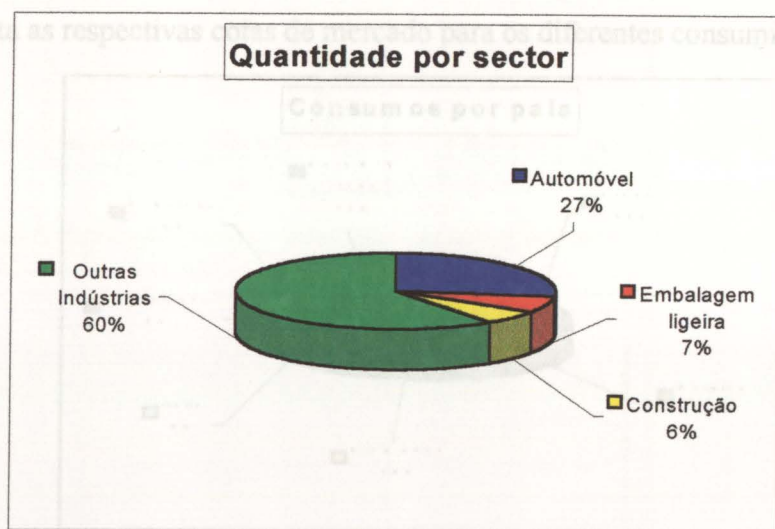


Figura 1. Produção sectorial da Cockerill – Sambre.

No contexto Europeu, a Cockerill Sambre coloca-se em terceiro lugar no que respeita à produção de aços galvanizados e temperados, assim como na produção de aços para revestimentos orgânicos (figura 2). É também de realçar que a nível europeu os produtos Cockerill – Sambre situam-se num patamar de qualidade elevado a par da empresa Sollac.

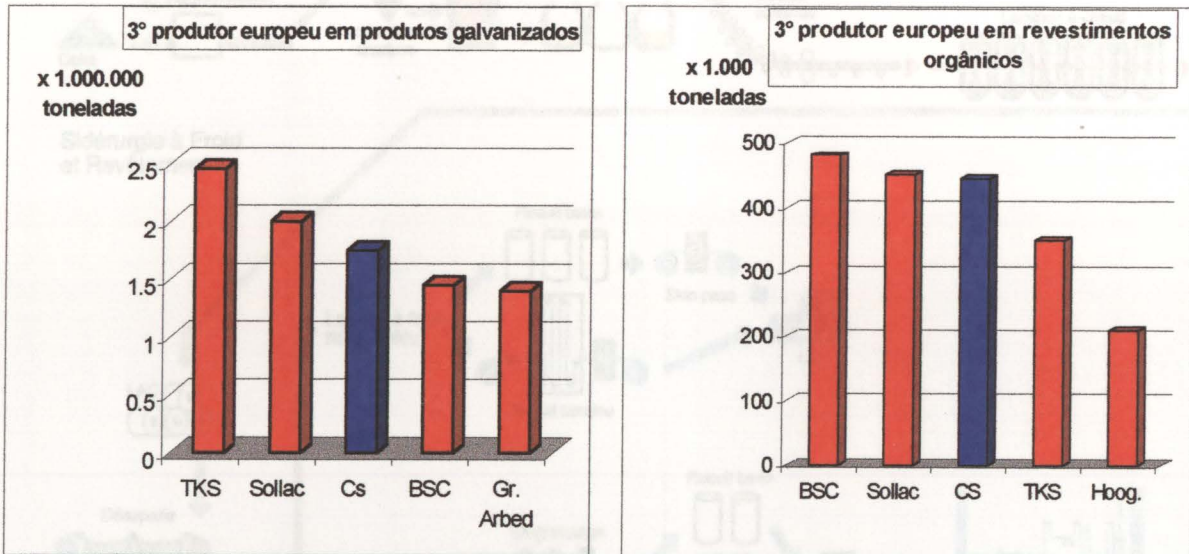


Figura 2. Posição produtiva da Cockerill Sambre no contexto europeu.

Mercados

A Cockerill – Sambre dada a vasta gama de produtos que fabrica, possui também um vasto mercado de aquisição dos mesmos. Os principais consumidores são a França, Alemanha, Bélgica e Itália. Estes 4 países absorvem cerca de 75% da produção anual sendo os restantes 25% distribuídos pelo Reino Unido e Irlanda, países da comunidade europeia dos 15, e uma boa cota parte por países fora da comunidade europeia dos 15. A figura 3 apresenta as respectivas cotas de mercado para os diferentes consumidores [20].

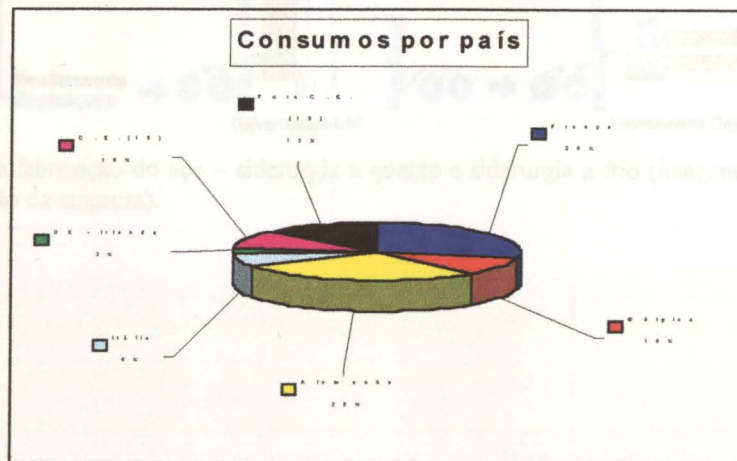


Figura 3. Principais consumidores dos produtos Cockerill Sambre.

- Anexo 2

LE PROCESSUS DE FABRICATION DE L'ACIER

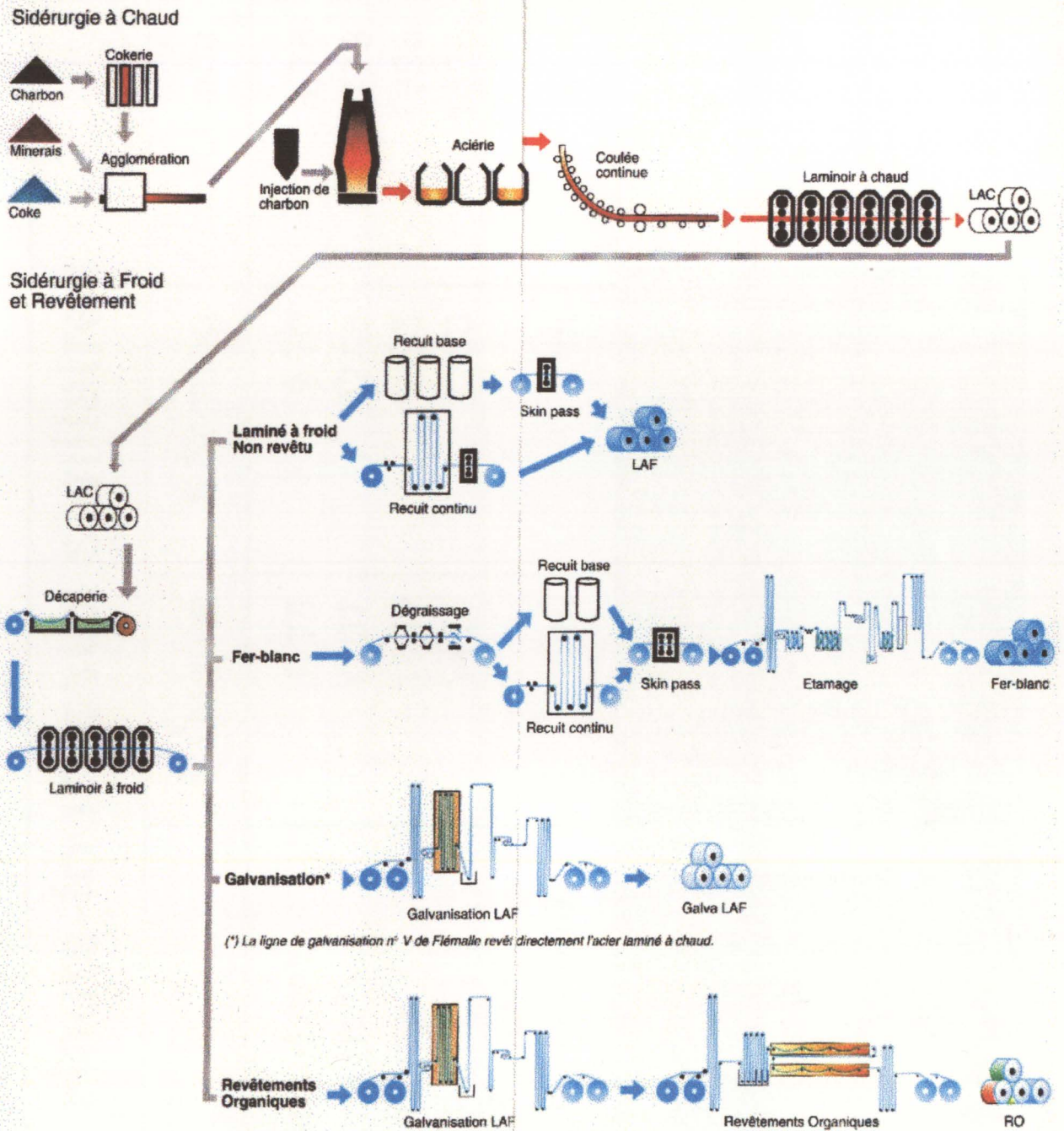


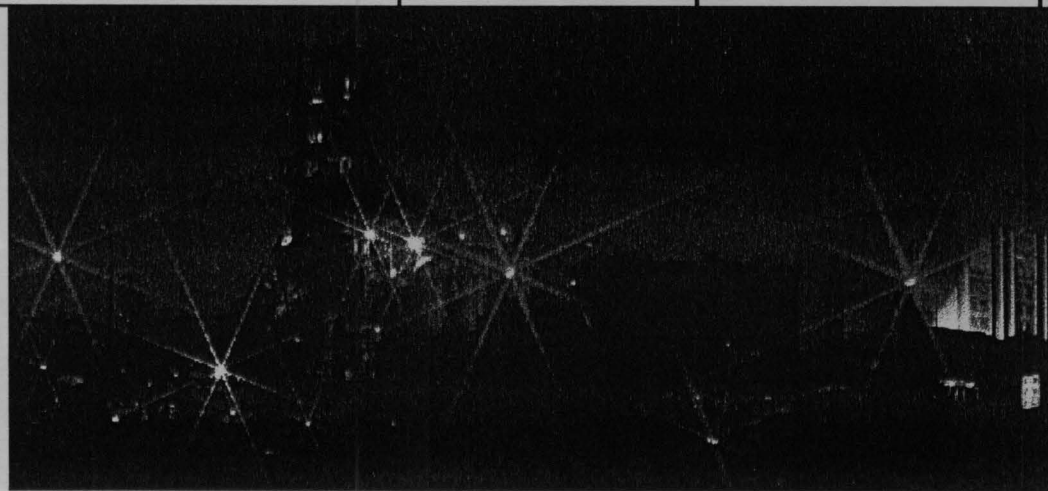
Figura 4. O processo de fabricação do aço – siderurgia a quente e siderurgia a frio (imagem retirada de um catálogo de divulgação da empresa).

 - **Anexo 3**

Hauts-fourneaux

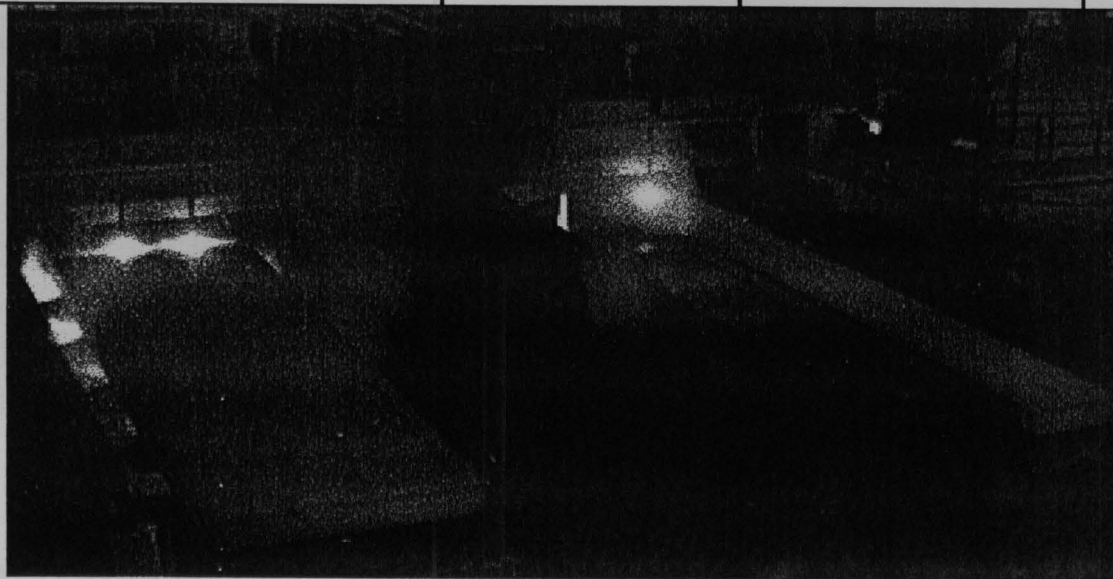
3 Hauts-fourneaux similaires

	B Ougrée	6 Seraing	4 Marcinelle
Diamètre creuset (m)	9,75	9,75	9,75
Volume interne (m ³)	1767	1755	1779
Dernier revamping	1989	1993	1995
Capacité (kt/an)	1425	1250	1425
Injection de charbon (cible : 175 kg / t fonte)	Oui	Oui	Oui



Coulées continues

	Marcinelle CC2	Marcinelle CC3	Chertal
Nombre de brins	2	1	2
Section (mm)	1600 x 220	1600 x 220	2175 x 232
Vitesse (m/min)	1,6	1,4	1,67
Capacité (kt/an)	1700	800	2500
Production 97 (kt)	1550	590	2587



Aciéries

2 aciéries oxygène

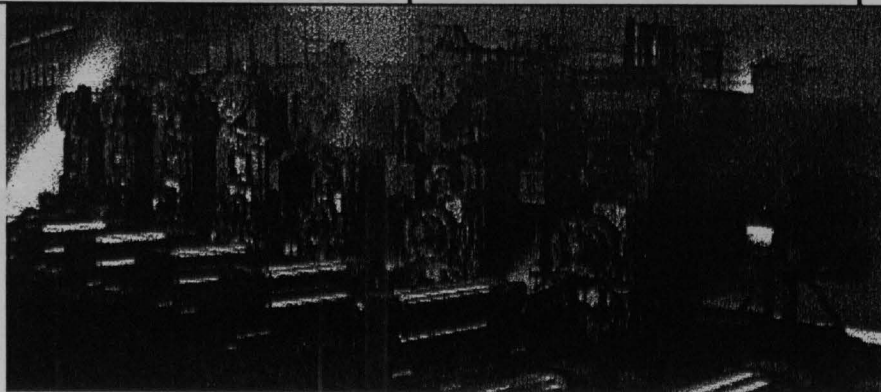
	LD Chertal	OBM Marcinelle
Convertisseurs	3 x 210 t	3 x 170 t
Capacité (kt / an)	4000	3000
Production 1997 (kt)	2617	1804

1 four électrique (Marcinelle)

Capacité (kt / an)	900
Ajout de fonte (max)	40 %
Productivité (t / h)	140
Horaires	Nuits & week-ends
Production 97 (kt)	354

Trains à large bande

	Carlam	Chertal
Fours	2	2
Productivité par four (t/h)	300	270
Nombre de cage finisseur	7	6
Epaisseur (mm)	1,2 - 20	1,5 - 12
Largeur (mm)	600 - 2050	610 - 2070
Poids coil (t)	40	35
Serrage hydraulique (cages)	5-6-7	4-5-6
Cambrage (cages)	-	4-5-6
Shifting (cages)	-	4-5-6
Capacité (kt/an)	3600	3000
Production 97 (kt)	2960	2545
inox inclus	472	-



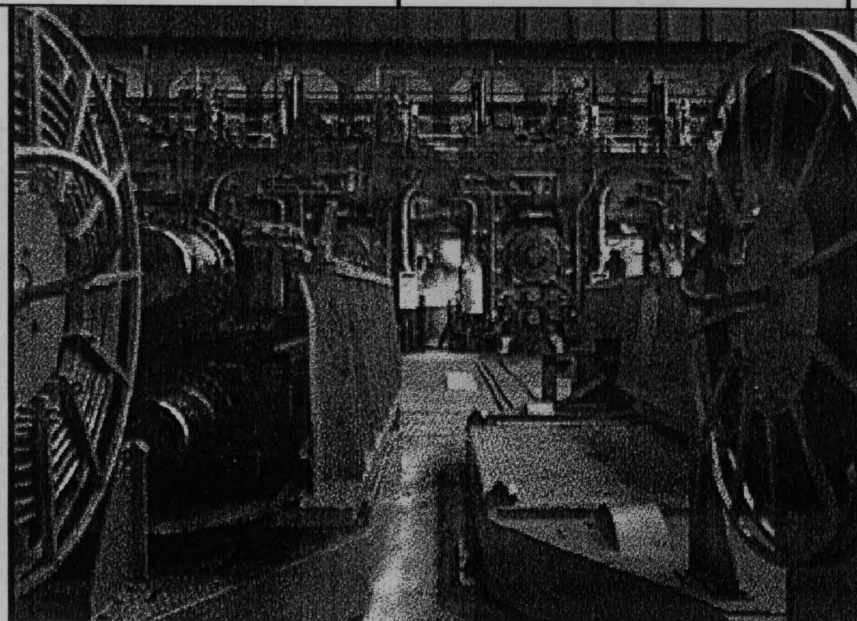
Lignes de décapage

	Tilleur L 1	Tilleur L 2	La Praye
Dernier revamping	1987	1988	1989
Epaisseur (mm)	1,6 - 4,3	1,6 - 5	1 - 6
Largeur - max (mm)	1100	1600	1650
Vitesse (m/min)	310	310	300
Poids coil (t)	30	30	33
Capacité (kt/an)	675	1300	1200
Production 97	685	1203	1188



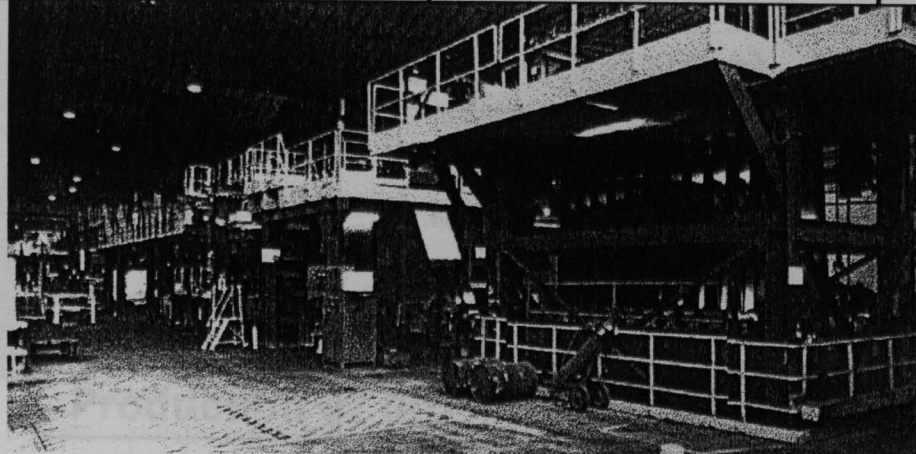
Laminoirs à froid

	4 C	5 C
Dernier revamping	1994	1991
Epaisseur sortie (mm)	0,3 - 3,2	0,12 - 0,7
Largeur - max (mm)	1650	1250
Poids coil (t)	30	27
Capacité (kt/an)	1580	600
Production 97	1398	543

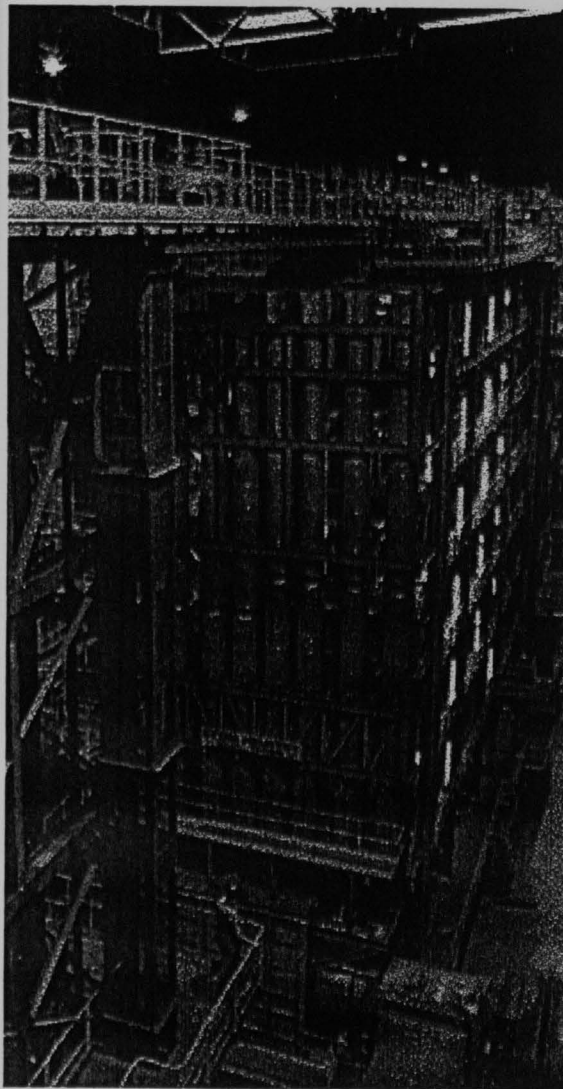


Fer-blanc

SKINPASS	Tilleur - 2 cages (DR)	Flémalle - 1 cage (SR)
LIGNES D'ETAMAGE	Tilleur	Flémalle
Largeur max (mm)	1030	1016
Épaisseur (mm)	0,1-0,5	0,14-0,5
Vitesse (m/min)	540	400
Dépôt étain (gr/m ² /face)	0,5-15	0,5-15
Dépôt chrome (mg/m ² /face)	4-12	-
Capacité (kt/an)	230	180
Production 97 (kt)	175	130



Non revêtu



RECUIT CONTINU (HOWAQ)

Largeur (mm)	600 - 1550
Epaisseur (mm)	0,4 - 1,8
Poids bobine (T)	30
Vitesse - section centrale (m/min)	230
Capacité (kt/an)	600
Production 97 (kt)	363

RECUIT BASE (Combustible : gaz naturel / Atmosphère : H₂-N₂)

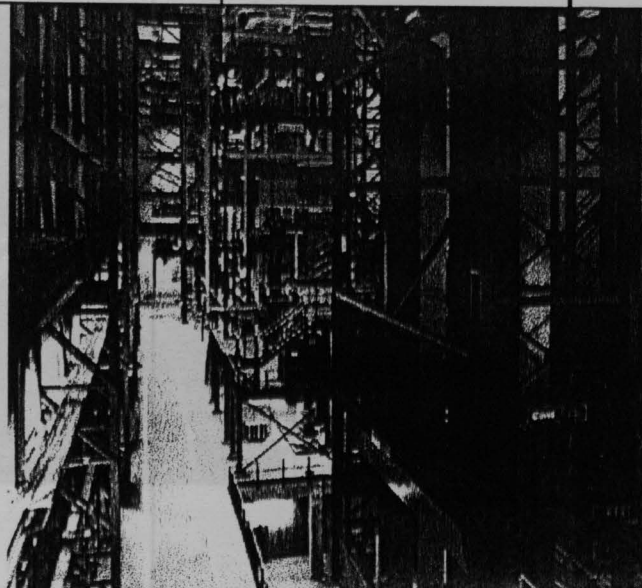
Nombre de bases	72
Cycle (h)	24 - 36
Capacité (kt/an)	400
Production 97 (kt)	297

SKINPASS (quarto - 2 cages)

Largeur (mm)	600 - 1650
Epaisseur (mm)	0,4 - 3
Poids coil (T)	30
Vitesse (m/min)	900
Capacité (kt/an)	600
Production 97 (kt)	297

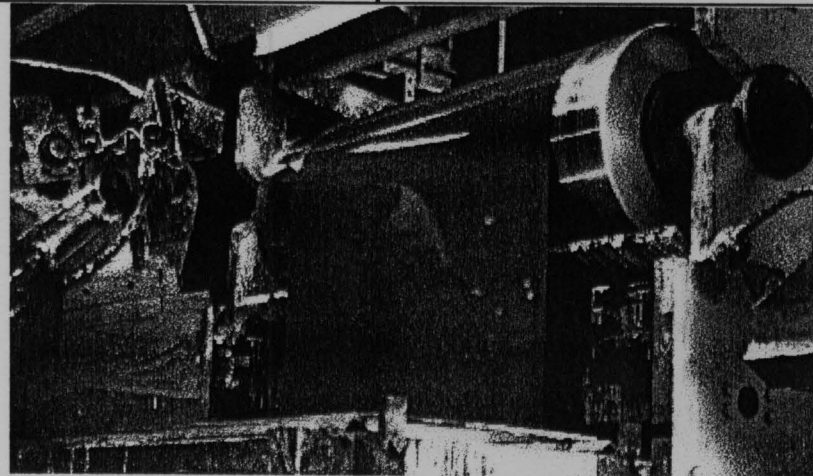
Lignes de galvanisation au trempé

	IV Flémalle	V Flémalle	VII Ramet
Type d'acier	LAF	LAC	LAF
Dernier revamping	1996	1998	1990
Largeur (mm)	600 - 1525	700 - 2000	825 - 1650
Epaisseur (mm)	0,35 - 2	1,48 - 7	0,25 - 1,5
Poids bobine (t)	27	27	30
Vitesse (m/min)	150	80	180
Dépôt zinc (gr/m ² - 2 faces)	100 - 640	140 - 650	60 - 650
Dépôt zinc (micron - 1 face)	7 - 45	10 - 50	5 - 50
Capacité (kt/an)	290	460	250
Production 97 (kt)	298	473	232



Lignes de peinture

	LP 2	LP 3
Largeur (mm)	600 - 1500	600 - 1320
Epaisseur (mm)	0,25 - 1,5	0,25 - 1,5
Poids bobine (t)	15	20
Vitesse (m/min)	80	120
Nombre de têtes de peinture	4	5
Capacité (kt/an)	130	200
Production 97 (kt)	93	113



- Anexo 4

Ligne de galvanisation n° IV

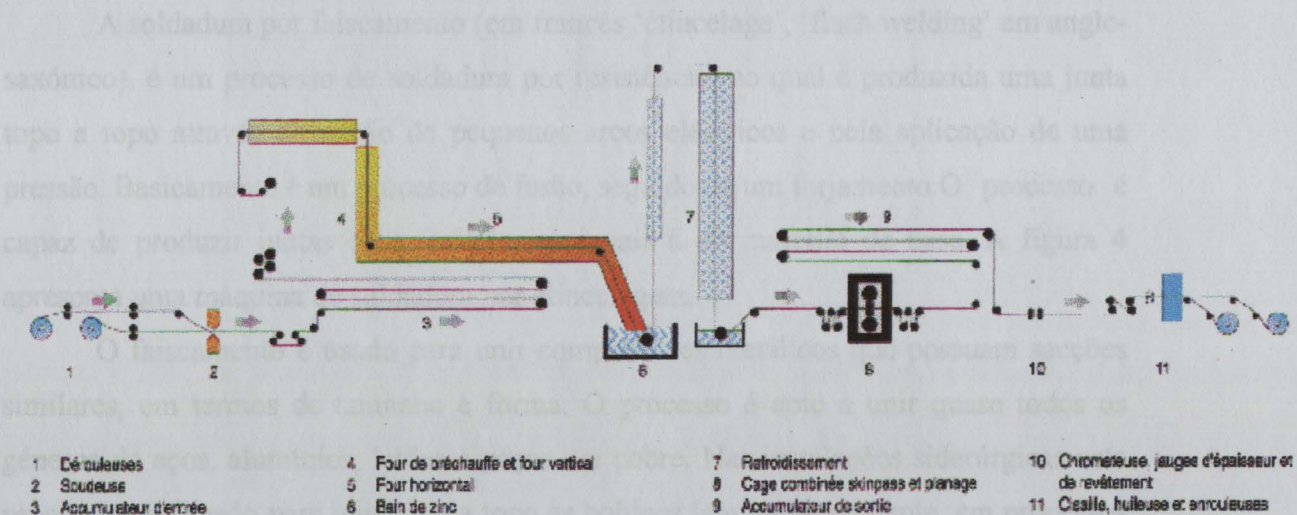


Figura 5. Esquema da linha de galvanização a quente n.º 4 (imagem retirada de um catálogo de divulgação da empresa).

Basicamente três parâmetros de controlo para que este processo seja executado correctamente: velocidade, forma de avanço do material e temperatura de forjamento. A fusão localizada consome alguns decímetros de metal. Para manter este regime é necessário aplicar uma tensão eléctrica de alguns volts, e aproximar simultaneamente as chapas para compensar a perda de metal por fusão e flocagem. Esta aproximação é regida por uma lei de avanço, geralmente do tipo exponencial.

A temperatura de forjamento é dependente do tipo de material a soldar. Para os aços de alta resistência ou de alto limite elástico é necessário uma forjagem 'quente', de modo a evitar um endurecimento demasiado forte e consequentes rupturas na ZAT (Zona Afetada Termicamente). Já no caso, por exemplo dos aços Dual-Phase, será necessária uma forjagem 'fria', de modo a evitar na ZAT o amolecimento de recristalização entre 400 e 600 °C, origem de estrições localizadas.

No entanto o fenómeno metalúrgico mais recentemente observado é a oxidação do plano da junta aquando da fase de flocagem. A formação de óxidos de elevado ponto de fusão – como tal, sólidos e difíceis de expulsar – reduzem a ductilidade na zona da junta e aumentam o risco de fissuração. O aumento da velocidade de avanço (melhora a expulsão dos óxidos), o respeito da relação Mn/Si na composição do aço (factor controlador da fluidez dos óxidos), permitem controlar esse fenómeno. Actualmente já existem equipamentos que combustam o oxigénio na zona da interface. Isto acarreta várias vantagens, nomeadamente o melhor rendimento térmico, devido aos

5 - Anexo 5

Esquema e descrição do processo de soldadura por faiscamento

A soldadura por faiscamento (em francês 'étincelage', 'flash welding' em anglo-saxónico), é um processo de soldadura por resistência, no qual é produzida uma junta topo a topo através da acção de pequenos arcos eléctricos e pela aplicação de uma pressão. Basicamente é um processo de fusão, seguido de um forjamento. O processo é capaz de produzir juntas com resistências iguais à do material de base. A figura 4 apresenta uma máquina de soldadura por etincelagem.

O faiscamento é usado para unir componentes metálicos que possuam secções similares, em termos de tamanho e forma. O processo é apto a unir quase todos os géneros de aços, alumínio, latões e peças em cobre. Nas instalações siderúrgicas este processo é utilizado para unir topo a topo as bobines laminadas a quente, em processos de decapagem, laminagem e recozimento.

Existem basicamente três parâmetros de controlo para que este processo seja executado correctamente: velocidade, forma de avanço do material e temperatura de forjamento. A fusão localizada consome alguns centímetros de metal. Para manter este regime é necessário aplicar uma tensão eléctrica de alguns volts, e aproximar simultaneamente as chapas para compensar a perda de metal por fusão e faiscagem. Esta aproximação é regida por uma lei de avanço, geralmente do tipo exponencial.

A temperatura de forjamento é dependente do tipo de material a soldar. Para os aços de alta resistência ou de alto limite elástico é necessário uma forjagem 'quente', de modo a evitar um endurecimento demasiado forte e consequentes rupturas na ZAT (Zona Afectada Termicamente). Já no caso, por exemplo dos aços Dual-Phase, será necessária uma forjagem 'fria', de modo a evitar na ZAT o amaciamento de recristalização entre A_{c1} e 600 °C, origem de estrições localizadas.

No entanto o fenómeno metalúrgico mais correntemente observado é a oxidação do plano da junta aquando da fase de faiscagem. A formação de óxidos de elevado ponto de fusão – como tal, sólidos e difíceis de expulsar – reduzem a ductilidade na zona da junta e aumentam o risco de fissuração. O aumento da velocidade de avanço (melhora a expulsão dos óxidos), o respeito da relação Mn/Si na composição do aço (factor controlador da fluidez dos óxidos), permitem controlar esse fenómeno. Actualmente já existem equipamentos que combustam o oxigénio na zona da interface. Isto acarreta várias vantagens, nomeadamente o melhor rendimento térmico, devido aos

gases de combustão libertados permitindo assim diminuir a voltagem e aumentar a capacidade de faiscagem [21].

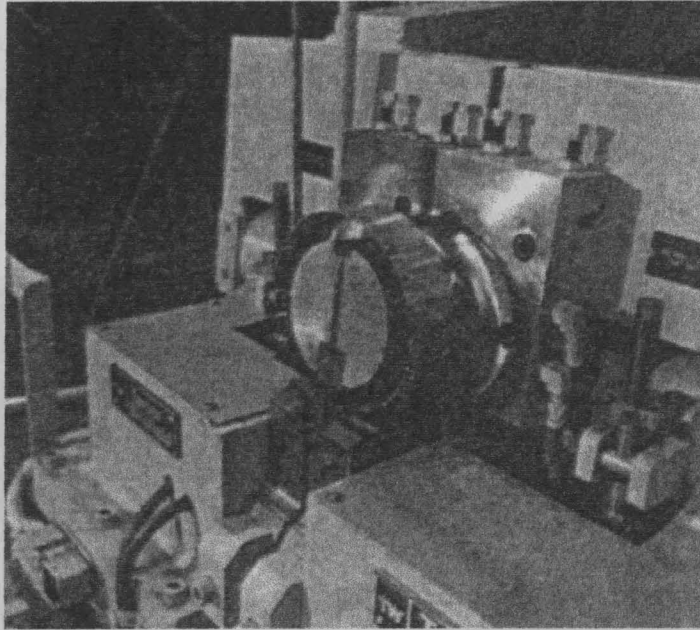


Figura 6. Aparelho de soldadura por faiscamento.

Figura 7. Resultados do teste Erichsen e microestrutura das juntas (cortes de metalografia do RDCS).

- Anexo 6



GROUPE COCKERILL - SAMBRE

Ref: G0448/01 (CG02)

N°10

Métallurgie
et
Matériaux

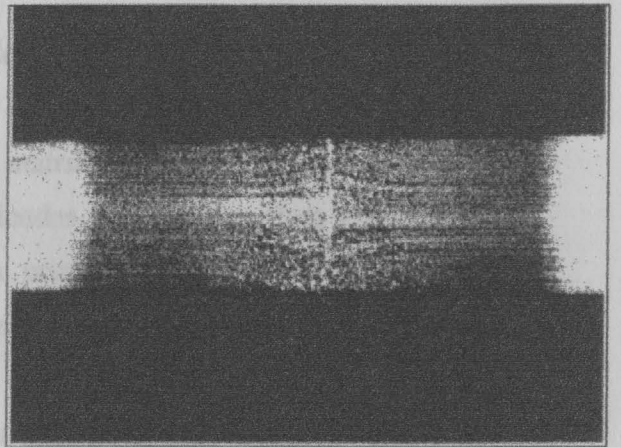
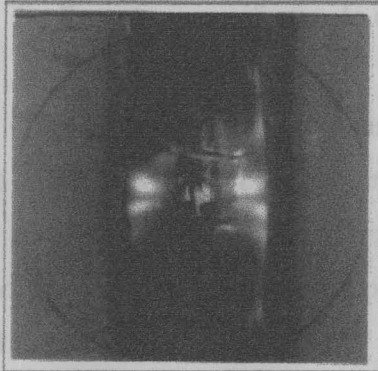
METALLOGRAPHIE

Examens des soudures à l'entrée du T4 C Ferblatil.

Soudures code n°8.

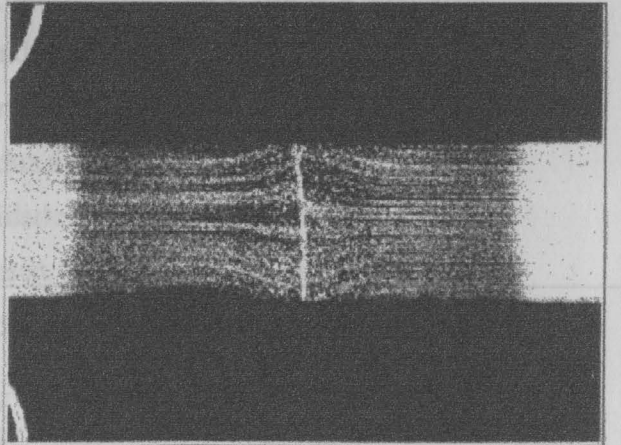
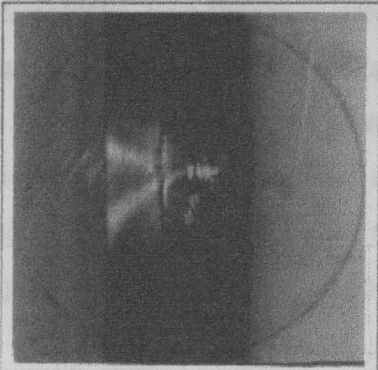
Tôle de gauche → bobine n°X97710
Tôle de droite → bobine n°X9770

Micro n°6982.



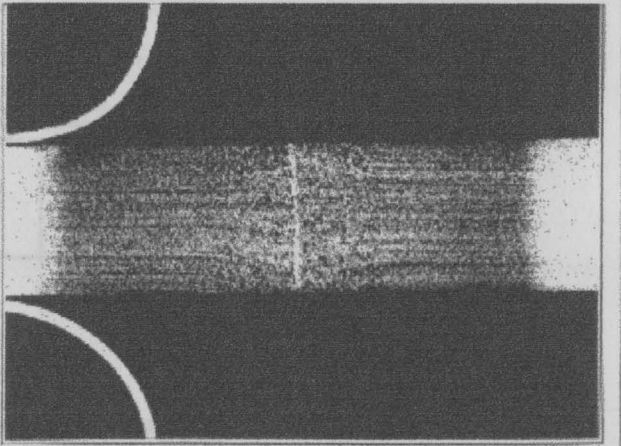
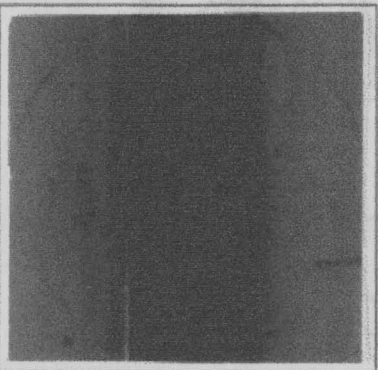
Micro n°6983.

8X



Micro n°6984.

8X



8X

Figura 7. Resultados do teste Erichsen e microestrutura das juntas (cortesia da metalografia do RDCS).

■ - Anexo 7

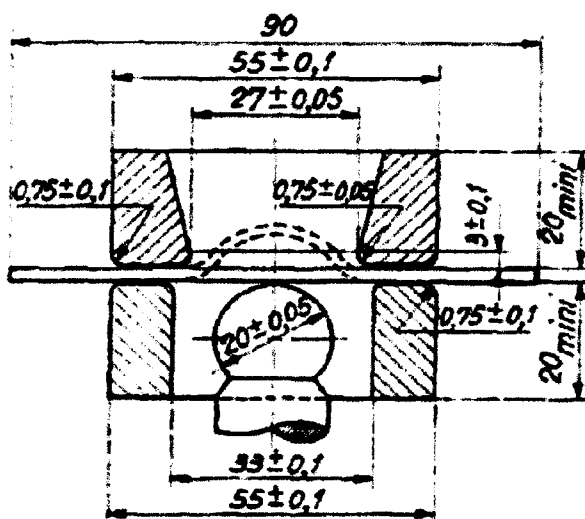
Teste Erichsen

O teste Erichsen é um ensaio que consiste na penetração de um pequeno punção hemisférico numa chapa bloqueada numa matriz aberta. O equipamento compreende os seguintes componentes:

- 1) Punção com cabeça esférica ou hemisférica, polida
- 2) Matriz anular
- 3) Provete com a forma de um quadrado (dimensões de acordo com a espessura da chapa)

O provete (chapa) é bloqueado sob a matriz com uma força de 10.000N. O punção e as duas faces do provete são lubrificadas com uma gordura grafitizada. O ensaio termina quando surge visivelmente a primeira fissura, e mede-se então a profundidade de penetração. Essa profundidade expressa em milímetros é denominada por índice de Erichsen (IE).

Contudo, no caso particular da soldadura é mais importante verificar a orientação da fissura. De facto, este é o parâmetro essencial para verificar a qualidade da junta soldada. Se a fissura se produzir perpendicularmente à junta, significa que a soldadura é de boa qualidade, pois tanto o material de base como o da junta cederam da mesma forma; se pelo contrário a fissura se produz ao longo da junta (paralelamente) é indicativo de que a soldadura não é de boa qualidade. A figura 5 apresenta o esquema e dimensões dos componentes de um ensaio Erichsen. No anexo 5, podem ser observados alguns provetes após a realização dos testes Erichsen [22].



Les dimensions sont exprimées en millimètres.

Figura 8. Esquema e dimensões dos componentes de um ensaio Erichsen.

- Anexo 8

C	Mn	Si	P	S	Al	N	Nb	Ti	V
160	1400	10	18	3	38	5	14	0	0

Quadro 1. Composição química do aço TRIP.

- Anexo 9

Code RDCS : 1-19 Prélèvement en long : 338 m
1/4 de l'épaisseur de la tôle.



900X

Figura 9. Microestrutura de um aço TRIP laminado a quente.

A barra de estaca recebe um impacto de um projectil. Como consequência dá-se a propagação de uma onda de tensão, tanto mais intensa quanto a velocidade de impacto é elevada, e que dura tanto mais tempo quanto o projectil é maior. Esta onda reflecte-se parcialmente no provete, uma parte atravessa-o e transmite-se à barra de saída.

Na barra de estaca, um sensor mede a amplitude da onda incidente σ_i , e mais tarde a da onda incidente e reflectida $\sigma_i + \sigma_r$. O sensor da barra de saída dá a amplitude σ_t da onda transmitida através do provete. A velocidade da face de entrada v_1 é dada por:

$$v_1 = \frac{\sigma_i - \sigma_r}{\rho c}$$

e a da face de saída por:

$$v_2 = \frac{\sigma_t}{\rho c}, \text{ em que } \rho = \text{densidade volumica da barra}$$

$c = \text{velocidade das ondas}$

- Anexo 10

Barra de Hopkinson: Princípio

O meio mais prático para analisar o comportamento de um material a grande velocidade é o de colocar um provete cilíndrico de pequena altura entre duas barras equipadas de sensores de tensões. Este dispositivo é correntemente designado por barra de Hopkinson (ver esquema na figura 10).

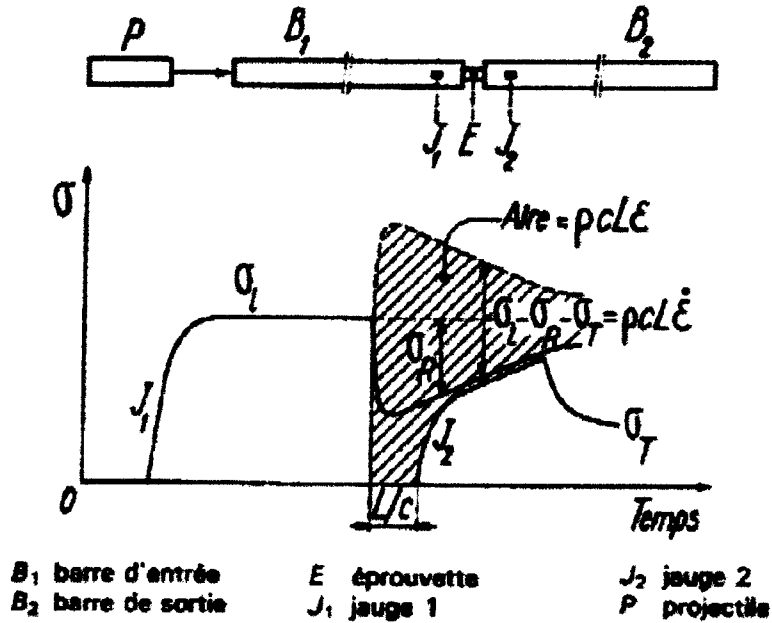


Figura 10. Esquema simplificado da barra de Hopkinson.

A barra de entrada recebe um impacto de um projectil. Como consequência dá-se a propagação de uma onda de tensão, tanto mais intensa quanto a velocidade de impacto é elevada, e que dura tanto mais tempo quanto o projectil é maior. Esta onda reflecte-se parcialmente no provete, uma parte atravessa-o e transmite-se à barra de saída.

Na barra de entrada, um sensor mede a amplitude da onda incidente σ_i , e mais tarde o da onda incidente e reflectida $\sigma_i + \sigma_r$. O sensor da barra de saída dá a amplitude σ_t , da onda transmitida através do provete. A velocidade da face de entrada u_1 é dada por:

$$u_1 = -\frac{\sigma_i - \sigma_r}{\rho \cdot c},$$

e a da face de saída por:

$$u_2 = -\frac{\sigma_t}{\rho \cdot c}, \text{ em que } \rho - \text{ massa volúmica das barras}$$

c - velocidade das ondas

Daqui pode ser deduzida a velocidade de deformação do provete:

$$\varepsilon = \frac{u_2 - u_1}{L} = \frac{1}{\rho c L} (\sigma_1 - \sigma_r - \sigma_t), \quad \text{podendo a deformação ser obtida por integração.}$$

Por outro lado, a tensão no provete pode ser expressa por:

$$\sigma = \frac{\sigma_t - \sigma_r + \sigma_1}{2}.$$

Com estas expressões é então possível de deduzir um diagrama tensão deformação [23].

- Anexo 11

aver-0d.axg

R.D.C. - Institute for Systems, Informatics and Safety (ISIG)

Structural Mechanics Unit - Dynamic Material Properties Laboratory

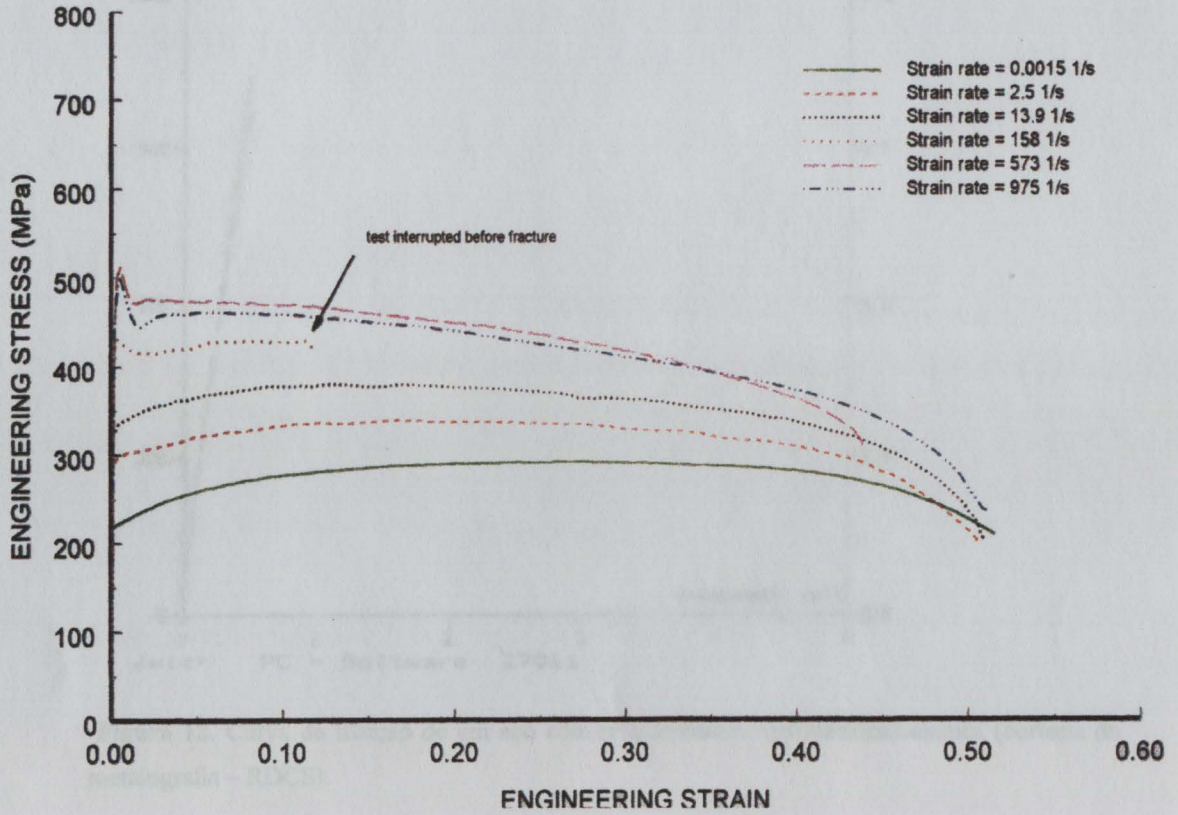


Figura 11. Curvas de tracção realizadas a diferentes velocidades de deformação – barra de Hopkinson (cortesia do Sr. Pascal Jacques responsável técnico pela barra de Hopkinson – RDCS).

- Anexo 12

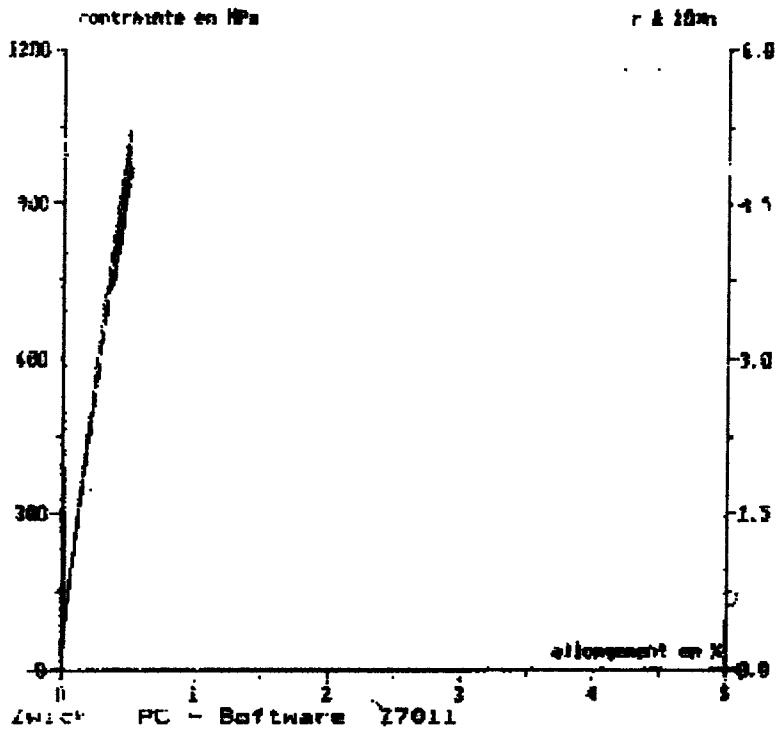


Figura 12. Curva de tracção de um aço com microestrutura martensítica/bainítica (cortesia da metalografia – RDCS).

■ - Anexo 13

Procedimento experimental – ‘U’ colados

- 1) Corte de 50 provetes para teste de soldadura por pontos (ajuste dos parâmetros de soldadura)
- 2) Corte de 28 chapas com Diam = 340 mm e esp. = 0,8 mm de aço ULC – Ti
- 3) Corte de 37 chapas para os reforços
 - 12 * Diam. = 130 mm (□ com 150 mm)
 - 4 * Diam. = 165 mm (□ com 185 mm)
 - 12 * Diam. = 240 mm (□ com 160 mm)
- 4) Corte dos círculos de resina ($D_{\text{círculo resina}} = D_{\text{reforço}}$)
- 5) Furação central dos círculos de resina (Diam. = 20 mm)
- 6) Assemblagem do conjunto
- 7) Soldadura por pontos
- 8) Embutidura

- Anexo 14



Figura 13. Prensa Dualform (RDCS).



FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

BIBLIOTECA



0000087324