

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

DESENVOLVIMENTO DE LIGA DE AÇO PARA FUNDIÇÃO

**Rudimar Andelieri**

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre  
2007

Dedico este trabalho a todas as pessoas que me apoiaram durante a minha graduação, em especial a minha mãe, ao meu pai, aos meus irmãos, minha namorada, meus colegas e professores.

## AGRADECIMENTOS

Ao Professor Afonso Reguly

À Dambroz S.A. Indústria Mecânica e Metalúrgica, empresa onde realizei estágio pelo suporte aos ensaios e utilização de equipamentos. Ao supervisor Adriano e aos colegas: Ademir, Edson, Aldemir, Gerson e Norberto, pelo apoio e amizade.

Ao LAMEF, Laboratório de Metalurgia Física, pelo suporte e utilização dos equipamentos.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	VI
LISTA DE TABELAS .....	VII
LISTA DE GRÁFICOS.....	VIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	IX
RESUMO .....	X
ABSTRACT .....	XI
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1 Fundição de aço.....	2
2.1.1 Tipos de aço para fundição.....	3
Aços-liga de baixo teor em liga.....	3
2.2 Solidificação .....	3
2.3 Influência dos elementos de liga nos aços.....	7
2.3.1 Tendência da distribuição dos elementos de liga nos aços recozidos (~normalizados).....	8
2.3.2 Efeito dos elementos de liga sobre a ferrita.....	9
2.3.3 Efeito dos elementos de liga nos carbonetos .....	10
2.3.4 Efeito dos elementos de liga na forma de inclusões não metálicas..	10
2.3.5 Efeito dos elementos de liga na forma de compostos intermetálicos.....	11
2.3.6 Efeito dos elementos de liga na forma de partículas metálicas dispersas.....	11
2.3.7 Efeito dos elementos de liga na formação da austenita e na sua transformação.....	11
2.3.8 Efeito dos elementos de liga na faixa de temperaturas de formação da martensita .....	13
2.3.9 Efeito dos elementos de liga no revenido.....	14
2.3.10 Resumo dos efeitos dos elementos de liga nos aços.....	15

2.3.11	Considerações sobre o efeito dos elementos de liga específicos em aços para fundição.....	19
2.3.12	Soldabilidade dos aços para fundição.....	22
2.4	Tratamentos Térmicos .....	23
2.4.1	Normalização .....	24
2.4.2	Tempera .....	25
2.4.3	Revenido .....	27
3.0	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	29
3.1	Considerações iniciais .....	29
3.2	Materiais e métodos.....	29
3.3	Escolhas das ligas para os ensaios .....	30
3.3.1	Análise química .....	31
3.3.2	Medição de dureza .....	31
3.3.3	Análise metalográfica.....	31
3.3.4	Ensaio de tração .....	32
4.0	RESULTADOS .....	35
4.1	Análise química.....	35
4.2	Medição de dureza.....	35
4.3	Análise metalográfica.....	36
4.4	Ensaio de tração.....	41
5.0	DISCUSSÃO .....	46
6.0	CONCLUSÕES .....	47
7.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	48
8.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	49

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Morfologia da interface Sólido-Líquido (SOARES 2000).....	5
Figura 2.2	Variação volumétrica do aço ao se resfriar a partir da fase líquida (SOARES 2000).....	6
Figura 2.3	Ação relativa de alguns elementos de liga que se dissolvem na ferrita, no sentido de aumentar a sua dureza (CHIAVERINI 1996).....	9
Figura 2.4	Influência dos elementos de liga sobre o teor de carbono e a temperatura do eutetóide (CHIAVERINI 1996).....	12
Figura 2.5	Influência de alguns elementos de liga sobre a lupa austenítica (CHIAVERINI 1996).....	13
Figura 2.6	Efeito do reaquecimento à varias temperaturas sobre a dureza de aço alto carbono e cromo, temperado. A tempera a partir de 900 °C retém alguma austenita, já a partir de 1093 °C produz um estado quase que completamente austenítico: note o endurecimento pelo revenido (CHIAVERINI 1996).....	15
Figura 2.7	Efeito do níquel e do cromo sobre propriedades mecânicas de aço laminado com 0,20 % de carbono e o efeito do manganês sobre aços de baixo e médio carbono, laminados (BAIN 1966).....	18
Figura 2.8	Efeito do teor de carbono em algumas propriedades mecânicas de aços carbono de médio carbono para fundição (CHIAVERINI 1996).....	20
Figura 2.9	Curva de transformação para o processo de normalização de um aço, comparado com a do processo de recozimento convencional. (METALS, Volume 4, 1991).....	25
Figura 3.1	Ilustração do corpo de prova. A direita corpo de prova com o canal de alimentação e a esquerda depois de cortado e usinado.....	30
Figura 3.2	Curva tensão-deformação de engenharia ou convencional.....	33
Figura 3.3	Dimensões dos corpos de prova de tração tratados neste estudo.....	33
Figura 4.1	Composição atual, ampliação 100x, ataque nital 2%.....	36
Figura 4.2	Composição atual, ampliação 1000x, ataque nital 2%.....	37
Figura 4.3	Amostra com CE maior, ampliação 100x, ataque nital 2%.....	37
Figura 4.4	Amostra com CE maior, ampliação 1000x, ataque nital 2%.....	38
Figura 4.5	Amostra com adição de níquel, ampliação 100x, ataque nital 2%.....	38
Figura 4.6	Amostra com adição de níquel, ampliação 1000x, ataque nital 2%.....	39
Figura 4.7	Amostra temperada e revenida, ampliação 100x, ataque nital 2%.....	39
Figura 4.8	Amostra temperada e revenida, ampliação 1000x, ataque nital 2%.....	40
Figura 4.9	Microrechupes observados na amostra B1, aumento 200x.....	40
Figura 4.10	Micro rechupe na amostra D (temperado e revenido), aumento 200x.....	41
Figura 4.11	Exemplo de corpos de prova depois do ensaio de tração.....	41
Figura 4.12	Curva tensão x deformação para o aço com adição de níquel. A curva C1 esta representada à esquerda e a C2 à direita.....	42
Figura 4.13	Curva tensão x deformação para o aço temperado e revenido. A curva à esquerda representa D1 e à direita D2.....	43
Figura 4.14	Aspecto das fraturas dos 4 materiais analisados, sendo que “a” corresponde ao material A1, “b” ao material B2, “c” ao material C2 e “d” ao material D1.....	45

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Efeitos específicos dos elementos de liga nos aços (CHIAVERINI 1996)..	17
Tabela 2.2	Soldabilidade dos aços fundidos (CHIAVERINI 1996).....	22
Tabela 4.1	Composição química das amostras.....	35
Tabela 4.2	Dureza Brinell das amostras.....	36
Tabela 4.3	Resultados do ensaio de tração.....	42

## LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 4.1	Comparação dos resultados do ensaio de tração quanto à resistência mecânica.....	44
Gráfico 4.2	Comparação dos resultados do ensaio de tração quanto à ductilidade.....	44



## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

*CE%* carbono equivalente;

*CPs* corpos de prova;

## RESUMO

Este trabalho tem por objetivo o desenvolvimento de uma liga de aço fundido de modo a atender as especificações de propriedades mecânicas e soldabilidade especificadas para um componente. Também foram avaliadas condições como tempo e custo para sua aplicação em produção industrial. Para atingir estes objetivos foram fundidas diversas ligas e avaliados diferentes ciclos de tratamentos térmicos. Para caracterização dos materiais foram realizados ensaios de tração, dureza e metalografia. A liga desenvolvida atingiu as propriedades mecânicas e metalúrgicas necessárias atendendo o requisito de soldabilidade.

## ABSTRACT

This work aims to develop a steel casting alloy which complies with the mechanical and weldability specification for the production of a cast component. The processing time and cost for its industrial production were also analyzed. To achieve this goal several alloys were cast and different heat treatment cycles were evaluated. During the material characterization tensile and hardness test and metallographic analyses were conducted. The alloy developed for the application complies with the mechanical and metallurgical specification as well with the weldability requirements.

## 1.0 INTRODUÇÃO

A alta competitividade e a busca constante pela otimização de processos convencionais tem caracterizado o mercado atualmente. Cada vez mais o enfoque das gestões administrativas é condicionado por um mercado altamente exigente e veloz, o qual tem direcionado as decisões estratégicas nas corporações. As reduções de custos, aliadas à necessidade de constante contato com inovações tecnológicas, ditam os novos rumos que as empresas devem tomar.

Assim sendo, a utilização de materiais com maiores e melhores propriedades tem se tornado imprescindível. Por isso, a necessidade de maior quantidade de informações e estudo tanto de materiais como de processos se faz necessário.

Esta tendência tem proposto um grande numero de problemas aos profissionais, cuja responsabilidade é a de garantir um desempenho satisfatório aos materiais. Em função disso, este trabalho, surgido de uma necessidade da fundição da Dambroz em aperfeiçoar as propriedades mecânicas de uma liga de aço fundida de modo a atender as especificações necessárias. Além disso, descreve de forma sucinta, as experiências realizadas na empresa, e discute os resultados obtidos visando verificar em termos industriais, a aplicabilidade dos critérios apresentados na bibliografia pesquisada. Através deste, busca-se aplicar os resultados obtidos para solução do problema em análise.

## 2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Fundição de aço

Aço fundido é aquele que é geralmente vazado em moldes de areia ou metálicos, onde adquire a forma exata da cavidade do molde. Quando se trata de peças fundidas, os moldes conferem as mesmas, suas formas praticamente definitivas, necessitando eventualmente, pequenos acertos, através de operações de usinagem para acabamento.

No caso de peças fundidas de aço, o grande emprego da técnica de fundição deve-se ao fato de se poderem produzir peças de grandes variedades de formas e dimensões, com razoável resistência mecânica e tenacidade, a um custo relativamente baixo.

Na realidade, sob o ponto de vista das propriedades mecânicas, admite-se geralmente que o aço fundido seja de qualidade inferior ao trabalhado. Além disso, é freqüente as peças fundidas apresentarem alguns defeitos superficiais ou internos, típicos do processo de fundição. Ao rigor, as peças de aço fundido devem apresentar certos requisitos importantes, como:

- homogeneidade;
- granulação fina;
- completa isenção de tensões internas.

A homogeneidade é alcançada mediante projeto adequado da peça e do molde, com os canais devidamente localizados e mediante apropriada desoxidação do aço na fusão. Os outros: granulação fina e isenção de tensões internas são obtidas mediante tratamento térmico adequado, que possibilite homogeneizar a textura excessivamente grosseira e dendrítica do aço fundido e eliminar as tensões internas originadas durante a solidificação do metal no interior do molde e que poderiam causar empenamento e distorção das peças em serviço.

### 2.1.1 Tipos de aços para fundição

Podem ser consideradas cinco classes de aços fundidos comerciais:

- aços de baixo carbono (C inferior a 0,2%);
- aços de médio carbono (C entre 0,2 e 0,5%);
- aços de alto carbono (C acima de 0,5%);
- aços-liga de baixo teor em liga (teor total em liga inferior a 5%);
- aços-liga de alto teor em liga (teor total de liga superior a 5%).

#### Aços-liga de baixo teor em liga

Os aços-liga para fundição foram desenvolvidos com o objetivo de suportar maiores pressões, maiores esforços de tração, temperaturas de serviço tanto mais baixas quanto mais altas, apresentando maior dureza, maior tenacidade, maior resistência ao desgaste, maior resistência ao choque e maior temperabilidade, em relação aos aços carbono somente. Dentre os elementos de liga utilizados, o manganês é considerado o mais econômico, além deste são comumente adicionados: vanádio, titânio, alumínio, níquel, molibdênio, cromo, cobre e tungstênio.

Na realidade, é possível, em face dos elementos de liga disponíveis realizar um número muito grande de combinações, resultando talvez em centenas de composições químicas diferentes.

Além disso, pode-se combinar o efeito dos elementos de liga com tratamentos térmicos e termoquímicos gerando materiais com uma faixa de propriedades e características muito amplas.

A influência dos elementos e dos tratamentos térmicos será abordada mais especificamente no decorrer deste trabalho.

### 2.2 Solidificação

O conhecimento dos fenômenos que ocorrem durante a mudança de estado líquido para sólido é fundamental para se entender as estruturas de solidificação. Estas

microestruturas junto com a composição química vão determinar as propriedades do material.

Dentre os modelos de solidificação unidirecional, dois modelos em condições de não-equilíbrio se adequam razoavelmente ao fenômeno que ocorre dentro do molde. São eles:

- com mistura total no líquido: a mistura pode ocorrer por convecção ou agitação mecânica.

- com mistura parcial no líquido: se a velocidade de solidificação for elevada e não houver grande agitação, pode haver concentração de soluto na interface.

Em ambos os casos a velocidade de solidificação não é constante, sendo mais elevada no início – quando o efeito do molde é intenso – e no fim, quando resta pouco líquido. Além disso, a solidificação só pode ser considerada como unidirecional em poucas aplicações como no caso de fabricação de tubos de paredes finas por centrifugação. Outra situação em que se pode considerar a solidificação unidirecional é na fabricação de palhetas de turbinas, devido à sua geometria e acabamento exigido, o processo utilizado é o de microfusão (ou fundição de precisão), sendo que a microestrutura das palhetas evolui de grãos equiaxiais para grãos colunares e mais recentemente as palhetas são produzidas com um único cristal (monocristal), com o intuito de maximizar as propriedades de fluência.

A nucleação será sempre heterogênea, sendo que as paredes do molde funcionam como ponto de partida para a solidificação. A velocidade de aquecimento, a temperatura e o tempo em que o metal permanece superaquecido podem afetar a formação ou dissolução de eventuais núcleos heterogêneos formados a partir de impurezas presentes.

A velocidade de resfriamento até a temperatura de início de solidificação determina o número total de núcleos que podem crescer. Quanto maior for a velocidade de resfriamento maior será o número de núcleos e maior o refinamento da microestrutura. Assim moldes metálicos- que possuem elevada capacidade de extração de calor- produzem microestruturas bastante refinadas, já os moldes de areia que tem baixa capacidade de extração de calor geram uma microestrutura grosseira com grãos grandes e dendríticos com elevada heterogeneidade entre espessuras finas e grossas.

Podem, principalmente na moldagem em areia, ser adicionados ao metal líquido inoculantes – núcleos externos – para garantir homogeneidade microestrutural. Os

inoculantes devem ser escolhidos dentre aqueles que possuam elevada temperatura de fusão, alta molhabilidade e compatibilidade de parâmetro cristalino com o metal fundido. Na literatura existem tabelas com indicações de inoculantes para diversas ligas.

O tipo de interface sólido-líquido depende da concentração de soluto, do gradiente de temperatura “G” (em °C/cm) e da velocidade de resfriamento ou velocidade de avanço da interface sólido-líquido “R” como pode ser visto na Figura 2.1.

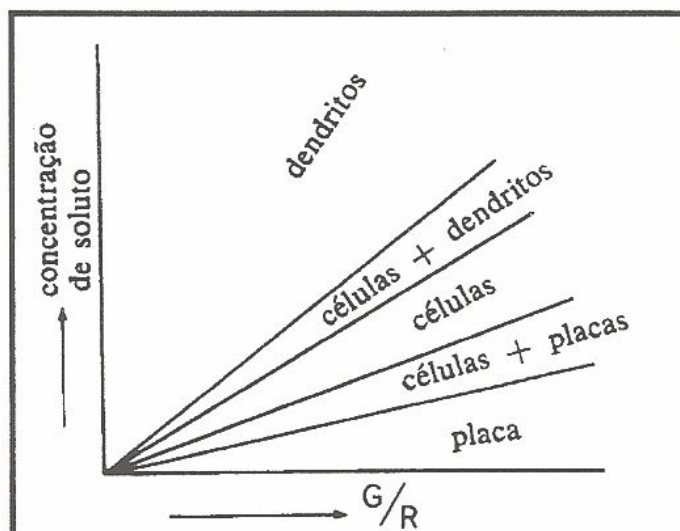


Figura 2.1 Morfologia da interface Sólido-Líquido (SOARES 2000).

Para as composições e velocidades de resfriamento usualmente encontradas nos processos de fundição, a interface será quase que sempre dendrítica.

O gradiente de soluto na interface sólido-líquido gera microsegregação - também chamada de zoneamento ou de segregação de curto alcance - que é confirmada através de análise em microrregiões. Como geralmente o crescimento da interface de ligas fundidas é do tipo dendrítico a microsegregação ocorre principalmente no sentido perpendicular aos braços da dendrita, possibilitando a precipitação, nessa região, de segundas fases não previstas pelo diagrama de equilíbrio. É comum também que o ataque metalográfico revele nas regiões próximas aos contornos de grão, manchas decorrentes da segregação de soluto.

O somatório das microsegregações individuais dá origem à macrosegregação, detectável por análise química convencional. O fato do metal se contrair durante o resfriamento pode gerar um fluxo de líquido no caminho inverso ao da frente da solidificação, dando origem a segregação inversa. Em algumas ligas com elevada



contração volumétrica - como em ligas à base de estanho - o retorno do líquido pode inclusive provocar a quebra da camada solidificada, aflorando à superfície da peça.

As variações volumétricas experimentadas pelo metal desde a temperatura de superaquecimento até a temperatura ambiente estão esquematizadas - para aço - na figura 2.2.

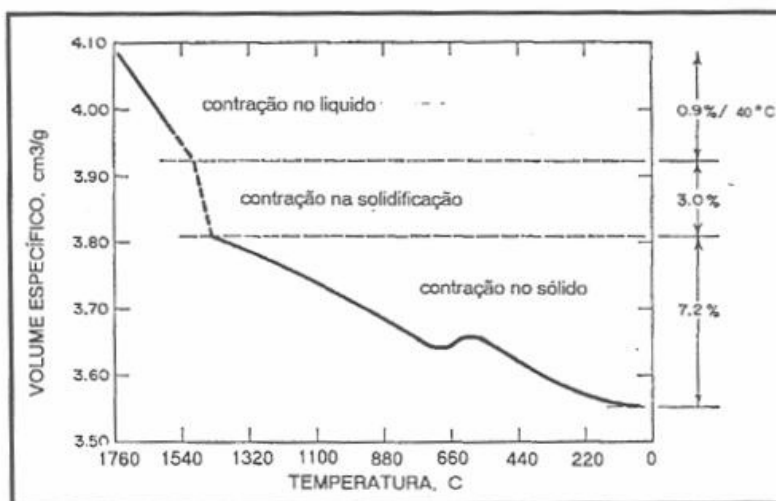


Figura 2.2 Variação volumétrica do aço ao se resfriar a partir da fase líquida (SOARES 2000).

Para análise de como essa alteração é sentida pelos diversos setores da fundição a variação volumétrica é subdividida em três partes, a saber:

- contração no estado líquido: não tem importância prática, pois sempre é fundido metal suficiente para completar todos os moldes, acrescido de uns 10% para compensar perdas durante a transferência do metal e o vazamento;
- contração durante a solidificação: dá origem aos vazios internos - rechupes e/ou porosidades - que podem comprometer a sanidade da peça fundida. Para evitar estes defeitos é preciso se dimensionar cuidadosamente o sistema de alimentação;
- contração no estado sólido: como visto anteriormente, o projeto do modelo deve levar em conta a variação volumétrica da peça para garantir a adequação da mesma aos requisitos dimensionais. Outra consequência da contração no estado sólido é a tendência ao trincamento, principalmente em locais onde o molde se oponha à livre contração do metal como em cantos

vivos, em mudanças abruptas de espessura, etc. Assim para ligas com elevada percentagem de contração, especial ênfase deve ser dada à fase do projeto.

O modo de solidificação da liga depende de seu intervalo de solidificação afetando a formação do rechupe e a sensibilidade à trinca a quente.

- Normalmente as ligas se subdividem em ligas que se solidificam por:
- Camadas finas: ex. aços, latões;
- Camadas espessas: ferro fundido, bronze.

### 2.3 Influencia dos elementos de liga nos aços

O ferro é um material fundamental, que possibilitou ao homem a construção de estruturas e máquinas para uma infinidade de funções e utilizações. Só que o ferro puro tem baixa resistência e foi descoberto que introduzindo elementos de liga, o material poderia variar de dúctil e tenaz até extremamente frágil e duro. O aço, por exemplo, é obtido com adições de carbono de até 2%, já o ferro fundido de 2% até 6,7% e suas propriedades mecânicas são muito diferentes. Outros elementos são adicionados ou para melhorar as propriedades ou para viabilizar sua solidificação sem heterogeneidades (defeitos).

A introdução de outros elementos de liga nos aços-carbono é feita quando se deseja um ou diversos dos seguintes efeitos:

- a) aumentar a dureza e a resistência mecânica;
- b) conferir resistência uniforme em toda a secção em peças de grandes dimensões;
- c) diminuir o peso (conseqüência do aumento da resistência), de modo a reduzir a inércia de uma parte em movimento ou reduzir a carga-morta em um veículo ou numa estrutura;
- d) conferir resistência à corrosão;
- e) aumentar a resistência ao calor;

- f) aumentar a resistência ao desgaste;
- g) aumentar a capacidade de corte;
- h) melhorar as propriedades elétricas e magnéticas.

Geralmente essas mudanças são obtidas pela adição de um ou vários elementos de liga em teores relativamente baixos, não ultrapassando sua soma o valor de 5%. Nessas condições, os princípios fundamentais dos tratamentos térmicos permanecem porque, ainda que a presença de novos elementos de liga obrigue a um ajuste nas temperaturas dos tratamentos, a transformação da austenita e as estruturas resultantes são as mesmas que ocorrem nos aços-carbono.

### 2.3.1 Tendência da distribuição dos elementos de liga nos aços recozidos (~ normalizados)

Nos aços recozidos, os dois microconstituintes essenciais são:

- ferrita - isto é, ferro alfa contendo elementos dissolvidos;
- carboneto - essencialmente a cementita ou carboneto de ferro contendo elementos dissolvidos ou carbonetos especiais contendo ferro e elementos de liga.

Os aços contêm ainda pequenas quantidades de materiais não metálicos, na forma de partículas diversas. Essas inclusões, nos aços comerciais, são geralmente partículas de certas substâncias mineralógicas, como óxidos complexos, sulfetos, nitretos, silicatos, etc e geralmente não são desejáveis por prejudicarem as propriedades e poderem gerar defeitos. Convém lembrar, por outro lado, que algumas dispersões finamente divididas servem para melhorar as propriedades mecânicas e evitar excessivo crescimento de grão.

Um quarto tipo de constituinte, presente em certas circunstâncias, é representado por compostos intermetálicos especiais. Nos aços, entretanto, tais compostos são muito raros.

Finalmente, um quinto constituinte presente pode ser representado pelo próprio elemento de liga adicionado; por exemplo: cobre ou chumbo.

Os elementos indicados, com exceção do cobre e do chumbo, tendem na ausência do carbono, a se dissolver na ferrita, a não ser pequenas quantidades que podem aparecer como inclusões não-metálicas. Por outro lado, a tendência formadora de carbonetos desses elementos só se revelará na presença de teores apreciáveis de carbono.

Dos elementos que se considera em definitivo como formadores de carbonetos, o manganês é talvez, o mais fraco. A tendência geral nesse sentido se manifesta mais ou menos na seguinte ordem de intensidade crescente: Mn, Cr, Mo, W, Ta, V, Nb e Ti. Os que apresentam menor tendência do que o ferro para combinar-se com o carbono formando carbonetos são: Si, Al, Cu, Ni, Co e talvez Zr. A posição do Mo é considerada incerta. {referencia}

### 2.3.2 Efeito dos elementos de liga sobre a ferrita

A figura 2.3 mostra a ação relativa de diversos elementos de liga quando dissolvidos na ferrita, no sentido de aumentar a sua dureza (e, portanto, a resistência mecânica) antes mesmo de qualquer tratamento térmico. Esse aumento de resistência não é acompanhado por sensível decréscimo da ductilidade, como acontece quando se verifica aumento de dureza ou resistência devido a modificações estruturais.

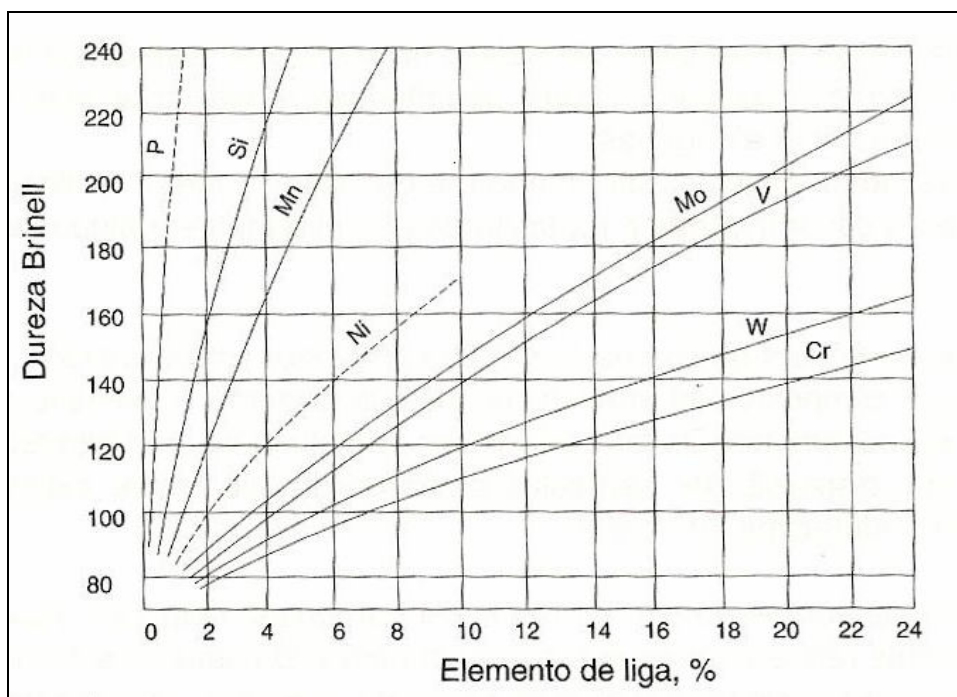


Fig. 2.3 Ação relativa de alguns elementos de liga que se dissolvem na ferrita, no sentido de aumentar a sua dureza (CHIAVERINI 1996).

### 2.3.3 Efeito dos elementos de liga nos carbonetos

O segundo dos constituintes básicos dos aços esfriados lentamente é o carboneto; é conhecida a influência sobre as propriedades dos aços da quantidade, assim como da forma e da finura da dispersão das partículas de carboneto.

Por outro lado, sendo todos os carbonetos encontrados nos aços muito frágeis e relativamente muito duros, sua influência sobre as propriedades de tração dos aços, obtido normalmente, é idêntica, independentemente das suas composições específicas, desde, é claro, que suas partículas apresentem as mesmas condições de dispersão.

Entretanto, as propriedades especiais podem ser conferidas aos aços pela presença de carbonetos especiais.

De qualquer modo, sob o ponto de vista de propriedades mecânicas, sobretudo as relativas à tração, as mudanças de composição dos carbonetos pouco interesse apresentam.

Dos elementos conhecidos como formadores de carbonetos, com exceção do manganês, cuja tendência formadora de carbonetos é apenas ligeiramente superior à do ferro, somente uma pequena quantidade daqueles elementos citados é aceita pela cementita ou pelos cristais de  $Fe_3C$ , formando-se assim novos carbonetos, relativamente complexos, tais como  $(FeCr)_3C$ , contendo até cerca de 15% de Cr,  $(CrFe)_7C_3$ , contendo um mínimo de 36% de Cr,  $(FeMo)_6C$ ,  $(FeW)_6C$ ,  $(VFe)_4C_3$ , etc.

Em resumo, de um modo geral, as partículas de carbonetos, quando sua dispersão for semelhante, atuam no mesmo sentido, diferenciando-se apenas na resistência à tração, assim como nas propriedades especiais que podem conferir aos aços, dependendo da sua composição química.

### 2.3.4 Efeito dos elementos de liga na forma de inclusões não metálicas

Geralmente inclusões não metálicas de grandes dimensões são indesejáveis, ao passo que dispersões muito finas podem ser benéficas ou prejudiciais. O nitreto de alumínio, por exemplo, exerce grande e importante controle sobre o crescimento de grão austenítico.

A grafita é igualmente considerada uma forma de inclusão não-metálica nos aços, às vezes desejada para conferir certas e particulares propriedades em alguns tipos de aços de alto carbono.

### 2.3.5 Efeito dos elementos de liga na forma de compostos intermetálicos

Considerando-se os nitretos como compostos intermetálicos, eles constituirão o exemplo mais importante da formação de tais compostos. De fato, certos aços ao alumínio para nitretação apresentam a formação de uma dispersão de partículas duras de grande finura, constituídas de  $AlN$ , levando a um notável endurecimento do aço.

### 2.3.6 Efeito dos elementos de liga na forma de partículas metálicas dispersas

Os dois exemplos importantes referem-se ao cobre e ao chumbo. O cobre, que é solúvel em apreciáveis proporções no ferro gama, dissolve-se na ferrita, a  $810^{\circ}C$ , em porcentagem inferior a 2% e a  $593^{\circ}C$  sua solubilidade na ferrita é provavelmente inferior a 0,3%. Assim sendo, o cobre dissolvido a altas temperaturas, é rejeitado na forma de partículas quase que inteiramente puras, a temperaturas inferiores, ocasionando, em aços com 1,5% a 1,75% de cobre, endurecimento por precipitação. O chumbo, em aços com cerca de 0,25% desse elemento, produz o conhecido efeito de aumentar a sua usinabilidade, devido ao fato de diminuir a formação de cavacos alongados.

### 2.3.7 Efeito dos elementos de liga na formação da austenita e na sua transformação

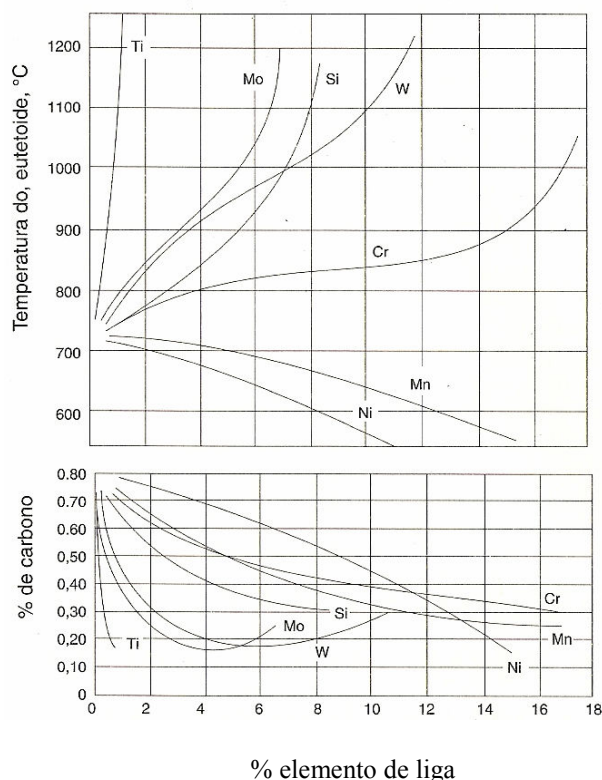
Até agora foram considerados os efeitos da adição dos elementos de liga nas características mecânicas dos aços não-endurecidos, ou seja, no estado recozido ou normalizado, à temperatura ambiente.

No que se refere à formação da austenita, o aquecimento dos aços à temperatura de austenitização retém em solução na austenita todos os elementos de liga que estavam previamente dissolvidos na ferrita, como é óbvio, alterando as propriedades da austenita muito pouco, a não ser tornando-a um pouco mais dura ou resistente à deformação. Sua influência sobre o tamanho de grãos faz-se sentir principalmente no sentido de que elevam ligeiramente a temperatura de crescimento do grão. O tamanho de grão depende mais dos

constituintes que não se dissolvem na austenita, como as inclusões não-metálicas, as quais forçam acentuadamente a elevação da temperatura de crescimento de grão da austenita, o que, em outras palavras, significa que tais inclusões podem evitar o crescimento de grão.

Os carbonetos, no caso de aço de composição até médio teor de carbono, também se dissolvem totalmente na austenita. Entretanto, para aços de alto teor de carbono ou com elementos de liga que formam carbonetos, a solução destes não é total, sendo em alguns casos, como nos aços rápidos, impossível. Nessas condições, o efeito mais importante é no sentido de impedir o crescimento de grão. De qualquer modo, as propriedades finais dos aços são grandemente afetadas pela proporção da fase carboneto na austenita.

A figura 2.4 relaciona à influência dos elementos de liga sobre o teor de carbono e a temperatura do eutetóide sobre o campo austenítico, mostra que alguns elementos elevam a temperatura de formação da austenita e outros a abaixam; entretanto, nenhum elemento de liga passa a composição do eutetóide a valores mais elevados de C.



A Figura 2.4 Influência dos elementos de liga sobre o teor de carbono e a temperatura do eutetóide (CHIAVERINI 1996).

Os elementos de liga também modificam o diagrama de equilíbrio nas temperaturas e composições das fases. A figura 2.5 mostra os efeitos do manganês, cromo, molibdênio e silício sobre a faixa de existência de austenita.

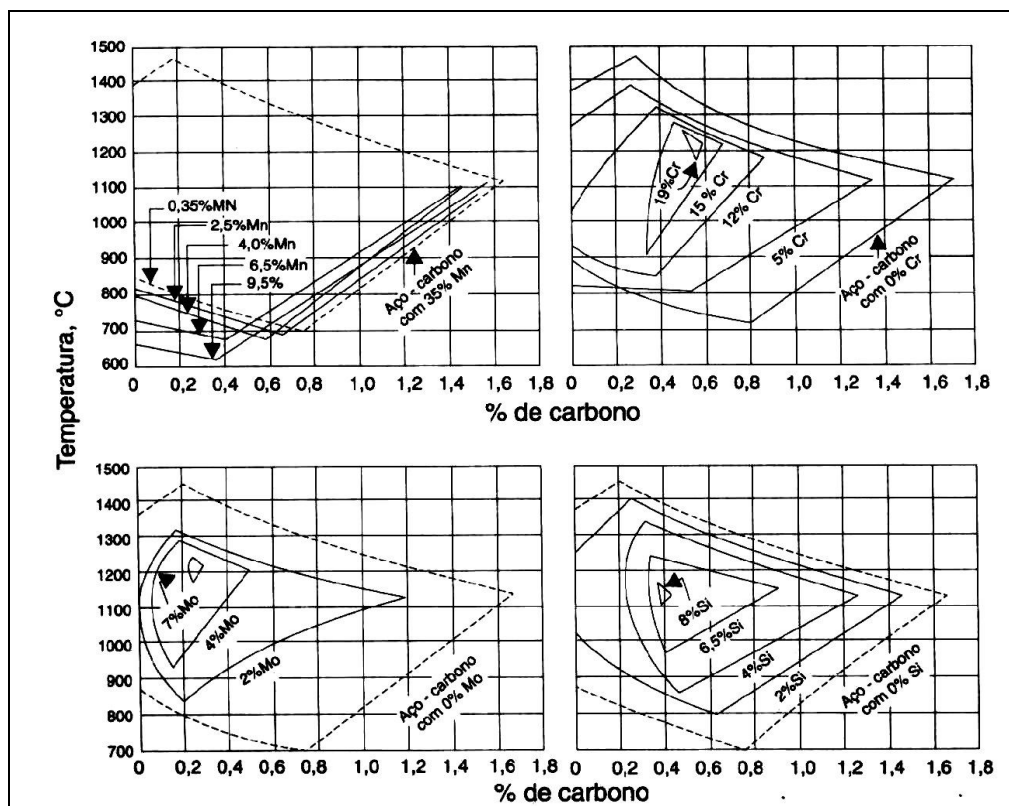


Figura 2.5 Influência de alguns elementos de liga sobre a lupa austenítica (CHIAVERINI 1996).

Como o manganês, atuam o níquel e o cobalto; o cromo praticamente elimina o campo austenítico com teores da ordem de 20%; do mesmo modo atua o molibdênio, que acima de cerca de 8,2% elimina o campo austenítico o tungstênio igualmente, em teores de cerca de 12%, impede completa austenitização. O silício, apesar de não ser elemento formador de carboneto como o tungstênio e o molibdênio, também restringe o campo austenítico, até que acima de cerca de 8,5 % não há possibilidade de ter-se austenita como único constituinte. Finalmente, o efeito do titânio no campo austenítico no sentido de restringi-lo paulatinamente é ainda mais acentuado, a ponto de um teor de 1% desse elemento praticamente eliminar a fase austenítica.

### 2.3.8 Efeito dos elementos de liga na faixa de temperaturas de formação da martensita

Esses efeitos podem ser considerados sob dois pontos de vista:



- influência nas temperaturas de início e de fim de formação da martensita;
- influência sobre a dureza da martensita.

Quanto ao primeiro efeito - sobre as temperaturas de início e de fim da formação da martensita - sabe-se, por exemplo, que os elementos de liga manganês e cromo podem abaixar as temperaturas da reação martensítica, a ponto de evitar sua formação total. Dentre os elementos que podem estar presentes nos aços, o carbono é o que apresenta a influência mais acentuada. Seguem-se, aparentemente, o manganês, o cromo, o níquel, o molibdênio, o tungstênio. O cobalto aumenta a temperatura de início de formação da martensita. Os efeitos do vanádio e do titânio são “discutíveis”. Quanto à influência sobre a temperatura de fim de formação da martensita, aparentemente é a mesma por parte dos vários elementos de liga indicados. A distância entre as temperaturas MS e MF varia desde cerca de 160 °C até cerca de 245°C, sendo a maior para os elementos de tendência mais forte no sentido de diminuir a temperatura M, isto é, manganês, cromo e níquel.

A temperatura de fim de formação da martensita é muito importante, pois representa a eliminação total da austenita, de modo que havendo condições para a mesma não ser atingida, ficará certa quantidade de austenita retida. Mesmo em aços-carbono, com teor desse elemento acima de 0,55%, alguma austenita permanece retida, sobretudo na presença de níquel, manganês e cromo, podendo nestes casos o carbono ser até mesmo inferior.

O segundo efeito mencionado - sobre a dureza da martensita - deve também ser levado em consideração, pois, ao contrário do que se acredita geralmente, os elementos de liga - outros que o carbono - exercem uma influência endurecedora na martensita. De qualquer modo, convém não esquecer que o carbono é o elemento fundamental no que diz respeito às propriedades da martensita.

### 2.3.9 Efeito dos elementos de liga no revenido

Um dos principais, senão o principal efeito, está relacionado com a austenita retida ou residual nos aços sujeitos a esse fenômeno. De fato, uma grande proporção de austenita pode causar um endurecimento do aço por ocasião do revenido, o que é ilustrado pela figura 2.6 relativa a um aço de carbono muito elevado (1,8%) e 6,4% de cromo, temperado de duas temperaturas. A têmpera da temperatura mais elevadas (1093°C) provocou

retenção de grande quantidade da austenita (80% a 90%) e pelo revenido subsequente, a temperaturas entre 500°C e 600°C, originaram-se constituintes mais duros que a austenita.

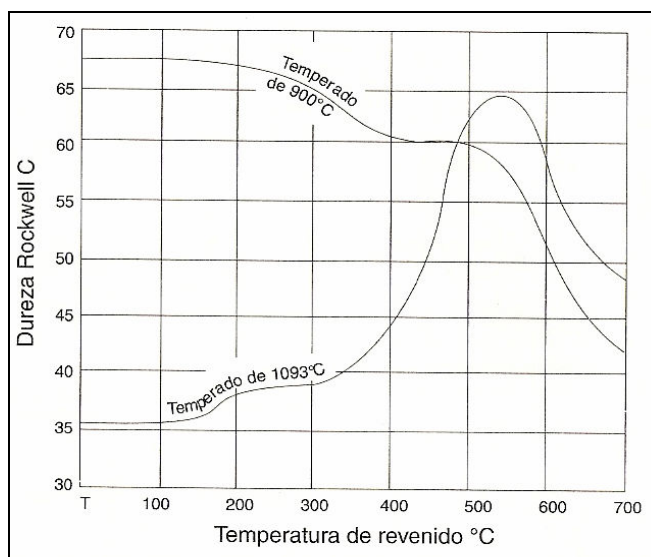


Figura 2.6 Efeito do reaquecimento a varias temperaturas sobre a dureza de aço alto carbono e cromo, temperado. A têmpera a partir de 900 °C retém alguma austenita, já a partir de 1093 °C produz um estado quase que completamente austenítico: note o endurecimento pelo revenido (CHIAVERINI 1996).

### 2.3.10 Resumo dos efeitos dos elementos de liga nos aços

Resumindo, os principais efeitos dos elementos de liga sobre as propriedades mecânicas, microestrutura, tratamentos térmicos e outros característicos dos aços são:

- aumentar a temperabilidade, pelo deslocamento para a direita das curvas de início e fim de transformação da austenita, no diagrama TTT;
- esse efeito, como se viu, torna possível a têmpera de secções mais grossas e a utilização de meios de têmpera mais brandos, por exemplo, óleo ou mesmo ar, em vez de água, garantindo uma estrutura temperada com maior quantidade de martensita;
- ao mesmo tempo, diminuem-se os riscos de empenamento ou fissuração;
- outro efeito do aumento da temperabilidade relaciona-se com a temperatura de revenido, a qual, nos aços ligados, é mais elevada que nos aços-carbono comuns, para os mesmos níveis de dureza; essa maior temperatura de revenido facilita a remoção de tensões internas. Do mesmo modo, para o mesmo nível de dureza ou de endurecibilidade, os aços-liga apresentam maior tenacidade;

- aumentar a dureza e a resistência mecânica da ferrita, quando se dissolvem nesse constituinte, com conseqüente aumento de dureza e resistência mecânica do aço, mesmo antes de qualquer tratamento térmico;

- essa característica é mais saliente em relação aos aços com elementos de liga que têm a tendência de formar carbonetos, como o cromo, o molibdênio, o vanádio e outros, os quais não só elevam a temperatura de revenido como também provocam um retardamento no amolecimento do aço pelo revenido, podendo-se verificar até mesmo o fenômeno de “endurecimento secundário” ou “dureza secundária”;

- aumentar a resistência à corrosão; os elementos mais atuantes nesse sentido são: o cromo, o níquel, o cobre e o fósforo, os quais, mesmo em teores relativamente baixos, melhoram muito a resistência à corrosão atmosférica; o cromo, em teores elevados, torna o aço inoxidável;

- aumentar a resistência ao desgaste:

- modificar os característicos elétricos e magnéticos;

A Tabela 2.1, adaptada do “CHIAVERINI” resume os principais efeitos dos elementos de liga nos aços.

Tabela 2.1 Efeitos específicos dos elementos de liga nos aços (CHIAVERINI 1996).

Elemento	Solubilidade sólida		Influência sobre a Ferrita	Influência sobre a Austenita (Endurecibilidade)	Influência exercida através dos carbonetos		Principais funções
	No ferro $\gamma$	No ferro $\alpha$			Tendência formadora de carbonetos	Ação durante o revenido	
Al	1,1% (aumentada pelo C)	36%	Endurece consideravelmente por solução sólida	Aumenta a endurecibilidade moderadamente se dissolvido na austenita	Negativa (grafitiza)	-	1 - Desoxidante eficiente 2 - Restringe o crescimento de grão (pela formação de óxidos ou nitretos dispersos) 3 - Elemento de liga nos aços para nitretação
Cr	12,8% (20% com 0,5% C)	Sem limites	Endurece ligeiramente; aumenta a resistência a corrosão	Aumenta a endurecibilidade moderadamente	Maior que o Mn Menor que o W	Moderada Resiste à diminuição de dureza	1 - Aumenta a resistência à corrosão e à oxidação 2 - Aumenta a endurecibilidade 3 - Melhora a resistência a altas temperaturas 4 - Resiste ao desgaste (com alto C)
Co	Sem limites	75%	Endurece consideravelmente por solução sólida	Diminui a endurecibilidade no estado dissolvido	Semelhante ao Fe	Sustenta dureza pela solução sólida	1 - Contribui à dureza à quente pelo endurecimento da ferrita
Mn	Sem limites	3%	Endurece acentuadamente - reduz um tanto a plasticidade	Aumenta a endurecibilidade moderadamente	Maior que o Fe Menor que o Cr	Muito pequena nos teores normais	1 - Contrabalança a fragilidade devida ao S 2 - Aumenta a endurecibilidade economicamente
Mo	3% (8% com 0,3% C)	37,5%	Produz o sistema endurecível por precipitação nas ligas Fe-Mo	Aumenta a endurecibilidade fortemente (Mo > Cr)	Forte; maior que o Cr	Opõe-se à diminuição de dureza criando a dureza secundária	1 - Eleva a temperatura de crescimento de grão da austenita 2 - Produz maior profundidade de endurecimento 3 - Contrabalança a tendência à fragilidade do revenido 4 - Eleva a dureza a quente, a resistência a quente e a fluência 5 - Melhora a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis 6 - Forma partículas resistentes à abrasão
Ni	Sem limites	10% (sem relação com o teor de carbono)	Aumenta a resistência e a tenacidade por solução sólida	Aumenta a endurecibilidade ligeiramente; mas tende a reter a austenita com C mais elevado	Negativa (grafitiza)	Muito pequena em teores baixos	1 - Aumenta a resistência da aços recozidos 2 - Aumenta a tenacidade de aços ferríticos-perlíticos (sobretudo a baixas temperaturas) 3 - Toma austeníticas ligas Fe-Cr altas em Cr
P	0,5%	2,8% (sem relação com o teor de carbono)	Endurece fortemente por solução sólida	Aumenta a endurecibilidade	Nenhuma	-	1 - Aumenta a resistência de aços de baixo C 2 - Aumenta a resistência à corrosão 3 - Aumenta a usabilidade em aços usinagem fácil
Al	1,1% (aumentada pelo C)	36%	Endurece consideravelmente por solução sólida	Aumenta a endurecibilidade moderadamente se dissolvido na austenita	Negativa (grafitiza)	-	1 - Desoxidante eficiente 2 - Restringe o crescimento de grão (pela formação de óxidos ou nitretos dispersos) 3 - Elemento de liga nos aços para nitretação
Cr	12,8% (20% com 0,5% C)	Sem limites	Endurece ligeiramente; aumenta a resistência a corrosão	Aumenta a endurecibilidade moderadamente	Maior que o Mn Menor que o W	Moderada Resiste à diminuição de dureza	1 - Aumenta a resistência à corrosão e à oxidação 2 - Aumenta a endurecibilidade 3 - Melhora a resistência a altas temperaturas 4 - Resiste ao desgaste (com alto C)
Co	Sem limites	75%	Endurece consideravelmente por solução sólida	Diminui a endurecibilidade no estado dissolvido	Semelhante ao Fe	Sustenta dureza pela solução sólida	1 - Contribui à dureza à quente pelo endurecimento da ferrita
Mn	Sem limites	3%	Endurece acentuadamente - reduz um tanto a plasticidade	Aumenta a endurecibilidade moderadamente	Maior que o Fe Menor que o Cr	Muito pequena nos teores normais	1 - Contrabalança a fragilidade devida ao S 2 - Aumenta a endurecibilidade economicamente

A figura 2.7 indica os efeitos do níquel, do cromo e do manganês sobre os valores obtidos no ensaio de tração em corpos de prova de pequena secção de aço laminado com 0,2% de carbono. Verifica-se que o níquel que, como se sabe se dissolve na ferrita, aumenta razoavelmente os limites de resistência à tração e de escoamento, sem afetar

muito sensivelmente a ductilidade. O cromo, que além de se dissolver na ferrita forma carbonetos, possui efeito mais apreciável que o níquel no que se refere ao limite de escoamento e à resistência à tração, provocando, entretanto, queda maior nos valores de alongamento e extricção. O manganês, cujo efeito é analisado em três tipos de aço, com teores baixo e médio de carbono, aumenta as propriedades de resistência mais ou menos na mesma proporção do que o cromo.

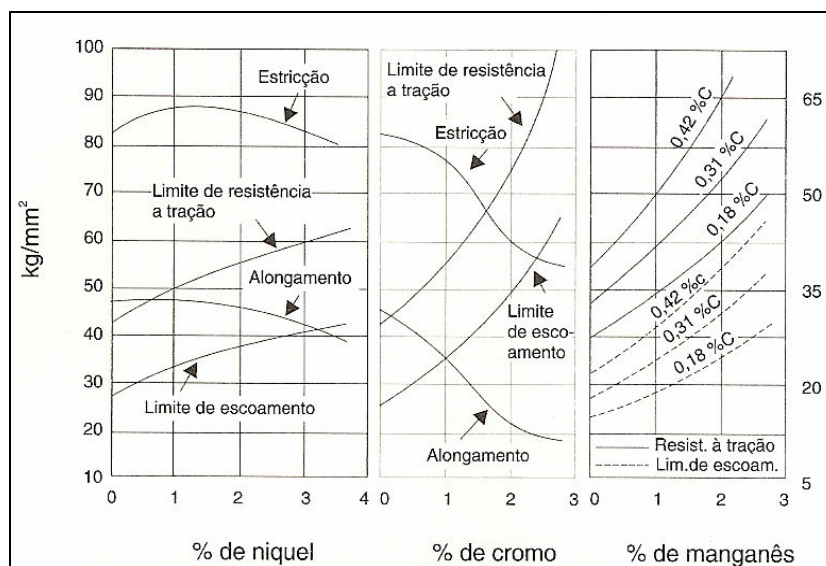


Figura 2.7 Efeito do níquel e do cromo sobre propriedades mecânicas de aço laminado com 0,20 % de carbono e o efeito do manganês sobre aços de baixo e médio carbono, laminados (BAIN 1966).

Cabe, uma referência especial ao elemento boro, que em pequenas quantidades, exerce um efeito acentuado sobre a endurecibilidade dos aços. Os aços de boro devem ser primeiro, cuidadosamente desoxidados, e o seu teor de nitrogênio deve ser baixo, pois, do contrário, o boro reagirá como o oxigênio e o nitrogênio, deixando de contribuir para melhorar a temperabilidade.

A porcentagem de boro a adicionar para os efeitos que se desejam é extremamente pequena, ficando entre 0,008% e 0,0003%, dependendo do tipo de aço. Entretanto, se sua quantidade ultrapassar de certos limites, poderá provocar a falta de ductilidade a quente, o limite é de cerca de 0,008% para aços de baixo carbono e de cerca de 0,005% para aços de alto carbono.

A atuação do boro não é propriamente como elemento de liga. Contudo, seu efeito sobre certas características dos aços, como temperabilidade, é apreciável, fazendo-se sentir da seguinte maneira:

- desloca para a direita a curva de início de transformação do diagrama TTT;
- desloca também para a direita a curva de fim de transformação, porém relativamente pouco;
- de qualquer modo, a consequência imediata é o aumento da temperabilidade dos aços.

Admite-se que a presença de um composto submicroscópico de boro nos contornos dos grãos (BC, BN ou boretos) seria a causa do atraso na transformação da austenita que, como se sabe, começa nos contornos dos grãos.

Outro elemento de liga que está sendo intensamente pesquisado e já empregado nos aços é o nióbio. Uma pequena quantidade de nióbio (0,03%) em aços-carbono comuns, aumenta de 20 a 30% sua resistência mecânica, levando esta a um valor correspondente ao que seria obtido com a adição de 1% de manganês. Entre outras razões, admite-se que a habilidade do nióbio fortalecer o aço resulta da separação de fases dispersas de carbonitreto de nióbio - Nb (C,N) - formadas durante a decomposição da solução sólida supersaturada para uma solução sólida em equilíbrio e partículas dispersas. Os precipitados dispersos de carbonitreto de nióbio são observados tanto nas condições de laminação a quente como normalizada.

As adições de nióbio produzem igualmente uma estrutura mais fina e conferem maior resistência ao crescimento do grão austenítico a altas temperaturas.

#### 2.3.11 Considerações sobre o efeito dos elementos de liga específicos em aços para fundição

O carbono não é considerado elemento de liga, pois é obvio sua participação já que a definição de aço é ferro com carbono até ~2%. O efeito do teor de carbono nos aços fundidos pode ser visualizado na Figura 2.8, com relação às propriedades mecânicas nos estados: bruto de fusão, normalizado, normalizado e temperado e recozido.

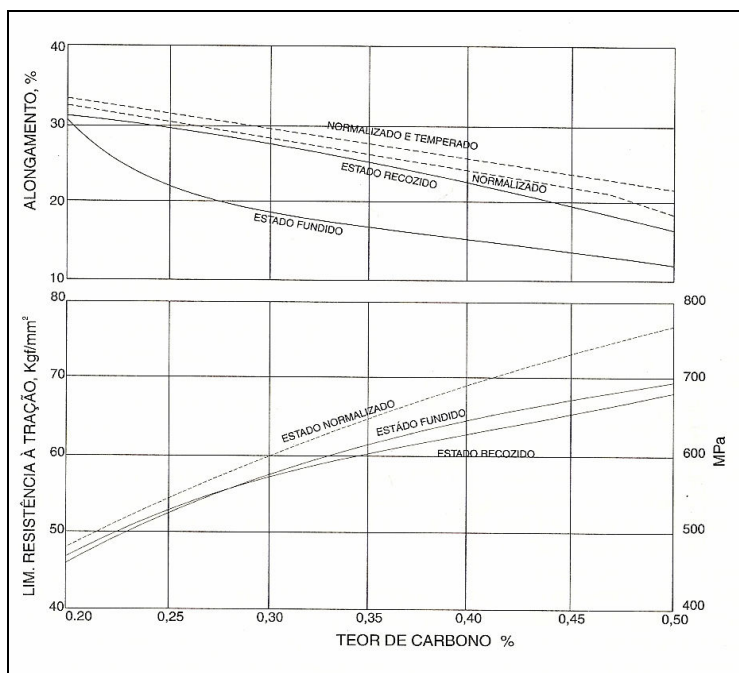


Figura 2.8 Efeito do teor de carbono em algumas propriedades mecânicas de aços carbonos de médio carbono para fundição (CHIAVERINI 1996).

Dentre os elementos de liga utilizados, o manganês é considerado o mais econômico, apresentando, por outro lado, um efeito muito importante sobre a temperabilidade do aço. Assim sendo, é comum a utilização de aços ao manganês para fundição contendo 1% a 2% de Mn. Outros elementos comumente adicionados são: vanádio, titânio e alumínio, quando se deseja refino de grão em aços normalizados; níquel ou molibdênio que, como o manganês, aumentam a temperabilidade do aço, permitindo o seu esfriamento ao ar; do mesmo modo, agem cromo e o cobre, em maior grau, sendo que o cobre, além de melhorar ligeiramente a resistência a corrosão, confere às vezes aos aços que o contém, o característico de endurecerem por precipitação, o que resulta em limite de escoamento e de resistência à tração mais elevados. A adição simultânea de cromo, molibdênio, vanádio e tungstênio conferem às peças fundidas boas condições de serviço, quando as mesmas estão sujeitas a temperaturas de vapor até cerca de 650°C. Aços com níquel e níquel-vanádio estão sendo usados para peças sujeitas a temperaturas sub-zero, devido a boa tenacidade que apresentam a essas temperaturas. Para peças com boa resistência ao desgaste, o cromo é o elemento mais indicado, sobretudo em conjunto com outros elementos como o molibdênio, níquel, vanádio ou manganês. Do mesmo modo, em peças em que se deseja alta resistência ao desgaste, além da alta resistência mecânica, recomendam-se aços ao níquel-vanádio, manganês molibdênio e níquel-manganês.

- Aços para fundição ao níquel- Caracterizam-se por apresentarem altas tenacidades e resistência mecânica, além de excelente limite de fadiga às temperatura normais. Como se viu, o efeito do níquel se faz sentir principalmente na ferrita, onde se dissolve, fortalecendo-a. Além disso, tende a produzir, nos aços de baixo e médio carbono, uma estrutura fina, o que contribui para a melhora da resistência e da tenacidade do aço, sem afetar sua ductilidade. No estado recozido, portanto os aços fundidos ao níquel possuem excelente resistência à tração e tenacidade.

- Aços para fundição ao vanádio - A principal ação do vanádio no aço é refinar o grão, ação essa aparentemente devida à tendência desses elementos em formar carbonetos. O vanádio igualmente melhora a resistência ao choque dos aços. Geralmente são usados no estado normalizado e revenido.

Aços-liga para fundição com mais de um elemento de liga - Os aços mais usados em peças fundidas são os que apresentam mais de um elemento de liga. Os mais comuns são os seguintes:

-Aços ao níquel-cromo - Constituem um dos grupos mais importantes, pois a adição de cromo com os aços contendo só níquel aumenta a sua profundidade de endurecimento, os limites de escoamento e de resistência à tração, a resistência ao desgaste, o limite de fadiga sem que sejam afetadas apreciavelmente a ductilidade e a resistência ao choque. Geralmente esses elementos são usados na proporção de 2 a 2,5 de níquel para 1 de cromo. Comumente são temperados e revenidos.

-Aços ao níquel-cromo-molibdênio - Para peças fundidas de grande porte, são estes os aços mais comuns devido as suas características de grande endurecibilidade no resfriamento ao ar. Por outro lado, a têmpera e o revenido podem produzir resistência mecânica apreciável, mesmo em grandes secções.

- Aços ao manganês-níquel - A adição do níquel aos aços-manganês (de baixo Mn) aumenta a sua resistência ao choque e diminui a fragilidade de revenido. Como esses aços são endurecíveis ao ar, aconselha-se após a normalização, um revenido para garantir boas propriedades de ductilidade e resistência ao choque.

- Aços ao níquel-molibdênio - O molibdênio, adicionado aos aços-níquel melhora suas propriedades mecânicas não só à temperatura ambiente como também a altas temperaturas, além de melhorara sua endurecibilidade. Esses aços são temperados e



revenidos, sendo de ressaltar que eles têm a tendência de endurecer pelo resfriamento no ar, motivo pelo qual são indicados para fabricação de peças fundidas de dimensões avantajadas e formas complexas, onde não se aconselha a têmpera em água.

- Aços ao cromo-molibdênio - Caracterizam-se por possuírem, no estado temperado e revenido, elevados valores para o limite de escoamento e excelente resistência ao desgaste. De um modo geral, a adição de molibdênio em aços ao cromo aumenta todas as propriedades mecânicas, principalmente a ductilidade e a resistência ao choque. O Mo também reduz a tendência que apresentam certos aços ao cromo à fragilidade de revenido. Devido à sua resistência à fluência, tem sido empregado onde e se verificam temperaturas moderadamente elevadas.

### 2.3.12 Soldabilidade dos aços para fundição

Peças de aço fundido são frequentemente soldados e a sua soldagem envolve as mesmas considerações que são feitas a respeito de peças de aço forjado ou transformado mecanicamente com a mesma composição química. A Tabela 2.2 relaciona a composição química à soldabilidade dos aços, verificando-se que, à medida que aumenta o teor de carbono, o aço torna-se cada vez mais difícil de ser soldado, devido ao efeito de endurecimento pelo resfriamento após a soldagem, na zona afetada pela solda. Verifica-se, ainda, que nesses aços de carbono elevado, assim como nos aços-liga de baixo teor em liga, é necessário um pré-aquecimento e um tratamento para alívio de tensões.

Tabela 2.2 Soldabilidade dos aços fundidos (CHIAVERINI 1996).

Tipos de Aço	Composição	Soldabilidade geral	Pré-aquecimento	Recozimento p/ alívio de tensões
<b>I</b>	Aço-carbono, com C abaixo de 0,30%	Prontamente soldável	Desnecessário	Desnecessário
	Aço-liga, de baixo teor em liga e C abaixo 0,1 5%	"	"	"
<b>II</b>	Aço-carbono, com C entre 0,35% e 0,50%	Soldável com precauções	Preferível	Preferível
	Aço-liga, de baixo teor em liga e C entre 0,15 e 0,30%	"	"	"
<b>III</b>	Aço-carbono, com C acima de 0,50%	Difícil de soldar	Necessário	Necessário
	Aço-liga, com teor em liga acima de 3% e C acima de 0,30%	"	"	"

Um parâmetro muito utilizado para avaliar a soldabilidade é o carbono equivalente (CE) que é calculado segundo algumas equações. Uma das equações será descrita abaixo.

$$CE\% = \%C + \frac{(\%Mn)}{6} + \frac{(\%Cr + \%Mo + \%V)}{5} + \frac{(\%Ni + \%Cu)}{15}$$

Quando o carbono equivalente estiver acima de 0,40% é necessário atenção, pois pode formar uma estrutura muito dura na solda (martensita) que é fragilizante.

## 2.4 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos são processos onde o material sofre transformações no estado sólido sob condições de tempo e temperatura controlados (aquecimento e resfriamento) visando atingir as propriedades desejadas para o material.

Tratamento térmico dos aços para fundição - Os principais objetivos do tratamento térmico das peças de aço fundido são refinar a granulação, destruindo a textura bruta ou dendrítica de fusão, típica desses materiais e eliminar as tensões internas causadas pelas diferentes velocidades de resfriamento nas várias secções. Frequentemente também, principalmente nos aços-liga, é a têmpera seguida do revenido.

Para normalizar a textura bruta de fusão, os tratamentos recomendados são recozimento ou normalização, preferindo-se este último devido às melhores propriedades mecânicas que resultam. Nos casos em que a normalização produz tensões devido ao tipo de aços, deve-se revenir, o que melhora também a ductilidade. Para os aços de composição normal, a temperatura de recozimento ou de normalização é geralmente da ordem de 900°C e o tempo deve ser necessário para assegurar máxima uniformidade de aquecimento e temperatura através de toda a secção. Geralmente, 20 a 25 minutos por centímetro da secção são suficientes.

A têmpera é aplicada principalmente em aços-liga; mas mesmo nos aços-carbono é essa operação utilizada com o fim de melhorar as propriedades mecânicas.

Antes da têmpera, as peças geralmente devem ser recozidas ou normalizadas, visto que estes tratamentos homogeneizam a estrutura, diminuindo os perigos de fissuração na têmpera. Devido a esses tratamentos prévios, a temperatura de têmpera é inferior à utilizada no recozimento ou na normalização (855°C-885°C conforme o teor de carbono) e

o tempo de aquecimento é também mais curto. Água ou óleo são usados como meios de resfriamento, dependendo do teor de carbono. A temperatura do revenido posterior varia de 425°C a 700°C, durante um tempo que pode ir até cerca de 12 horas.

A seguir será descrito com detalhes os tratamentos usados neste trabalho.

#### 2.4.1 Normalização

O processo de normalização produz propriedades semelhantes às obtidas no recozimento, em virtude disto muitas vezes os dois podem ser usados alternativamente para obter baixa dureza, boa ductilidade e para eliminar estruturas provenientes de tratamentos anteriores, como é o caso de tratamentos prévios de têmpera e em peças fundidas ou forjadas. Ocorre, porém, que a normalização é feita geralmente com resfriamento das peças ao ar. Isto conduz a uma velocidade de resfriamento mais alta do que aquela do recozimento, dando como resultado uma estrutura formada por perlita mais refinada. Em conseqüência, a ductilidade será menor do que no material recozido, sua dureza e resistência mecânica serão maiores. Por outro lado, devido às maiores velocidades de resfriamento terão um refino do grão do aço, pois a velocidade de nucleação da ferrita e da perlita será maior na medida em que tivermos temperaturas de transformação mais baixas. Outra vantagem da normalização reside no fato de que se pode utilizar temperaturas mais altas de austenitização, permitindo uma maior dissolução dos carbonetos dos elementos de liga e, no caso de aços hipereutetóides; não teremos a formação da rede de cementita em contorno de grão, como acontece no recozimento.

Normalmente não se tem maior problema em adotar o resfriamento ao ar para o processo de normalização, entretanto, para aços com alta temperabilidade esta velocidade pode ser excessiva, dependendo do tamanho da peça, de tal sorte que tenhamos a formação de bainita e até mesmo martensita. Nesta situação deve ser feito um tratamento a uma velocidade mais baixa de resfriamento ou um tratamento isotérmico.

A normalização e o recozimento estão representados na figura 2.9, temos um comparativo entre os dois processos. O gráfico de temperatura x tempo da figura 2.9, mostra o comportamento do aço quando é normalizado ou recozido no processo convencional.

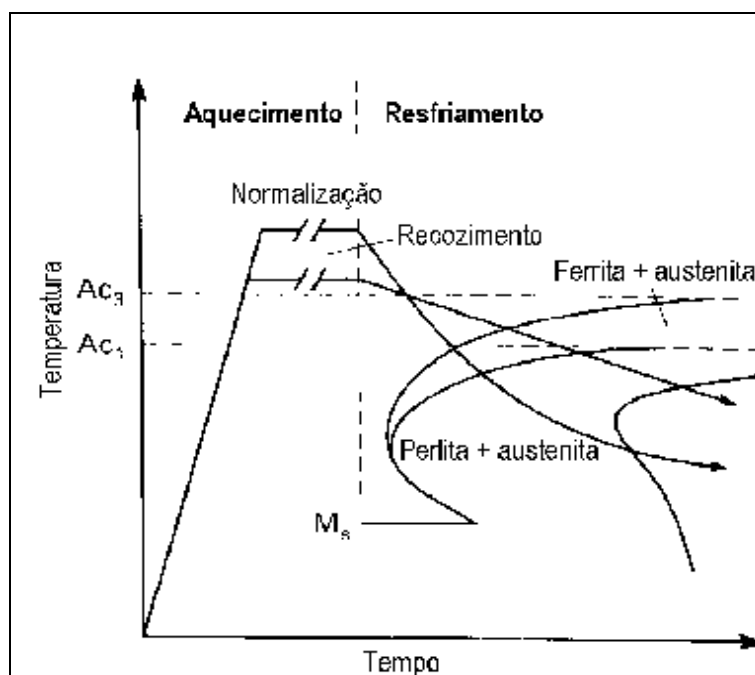


Figura 2.9 Curva de transformação para o processo de normalização de um aço, comparado com a do processo de recozimento convencional. (METALS, Volume 4, 1991).

#### 2.4.2 Têmpera

Dentre os tratamentos térmicos comuns, o de têmpera é o mais importante devido ao fato de que através dele podemos ter um grande aumento da resistência mecânica e da dureza do aço e de outros materiais. Este é o aspecto mais importante, porém, em contrapartida teremos uma queda muito grande da ductilidade e principalmente da tenacidade. Este inconveniente será depois corrigido através do processo de revenido. Se por um lado o tratamento de têmpera nos dá condições de produzirmos um grande aumento na resistência mecânica e na dureza, a um custo relativamente baixo, por outro existe uma maior complexidade na sua execução. Isto se deve à grande variação na composição dos aços e, por conseqüência, na sua temperabilidade. O carbono e os elementos de liga exercem um papel preponderante com relação a este tratamento, já que tanto influencia na temperatura de austenitização quanto na velocidade de resfriamento. Assim, a austenitização varia conforme o aço, como conseqüência da variação no teor de carbono e dos elementos de liga, pois os carbonetos formados devem ser dissolvidos pelo menos em parte para que tenhamos o efeito desejado na temperabilidade. Não basta, portanto

austenitizarmos o aço para termos sucesso no tratamento, é preciso que tenhamos também parte dos elementos de liga dissolvidos na austenita.

Além da temperatura de austenitização, outro fator importante é a velocidade de resfriamento. Esta deve ser tal que impeça a formação de qualquer outro produto que não seja a martensita. É obvio que isto nem sempre é possível, pois outros fatores devem ser considerados, mas, de qualquer forma, este é o objetivo que deve ser perseguido neste tratamento. Como existe variação na temperabilidade com a variação do teor de carbono e dos elementos de liga, também a velocidade de resfriamento varia. Ela deve ser a menor possível para que tenhamos o menor empenamento possível das peças, porém, não deve ser tão lenta que impeça a formação de martensita. Deve-se levar em conta que existem duas curvas de temperatura, sendo uma relativa à superfície da peça e a outra relativa ao centro.

O resfriamento é um dos problemas mais complexos no caso deste processo. Se por um lado, quanto mais rápido for o resfriamento maior serão as chances de obtermos martensita, por outro maior serão também as chances de termos trincas e empenamentos na peça. Além disso, um resfriamento não homogêneo ao longo da superfície da peça pode também causar empenamento e variações na dureza. Como existe uma variação no volume da peça durante o aquecimento e o resfriamento e também devido à transformação da estrutura em martensita, quanto maior a diferença entre as velocidades de resfriamento na superfície e no centro ou em diferentes pontos da superfície maior será o empenamento e a possibilidade de aparecimento de trincas.

Outro fato que ocorre freqüentemente em peças de formato complicado, como é o caso de uma engrenagem, de um eixo com rasgo de chaveta e de outras peças com variações no relevo, pode ocorrer a variação nas condições de resfriamento na superfície. Estas condições irão fazer com que a velocidade de resfriamento seja diferente em cada ponto, conduzindo também ao aparecimento de trincas, empenamentos ou mesmo pontos moles. Outro problema que pode ocorrer, este mais freqüente e mais simples é aquele em que temos pequenas diferenças de velocidade de resfriamento entre a superfície e o centro. Neste caso o que pode acontecer é a formação de 100% de martensita na periferia da peça e um teor menor de martensita juntamente com bainita e/ou perlita nas regiões mais centrais. O que acontece é um decréscimo de dureza em direção ao centro da peça, situação esta que nem sempre pode ser evitada. Esta situação pode ser induzida pelo meio de resfriamento ou pelo tamanho da peça.

De acordo com o que foi acima exposto o meio de resfriamento mais adequado é aquele que permite obtermos a maior quantidade possível de martensita na peça. Assim sendo poderemos ter que resfriar a peça em salmoura, em água ou mesmo em óleo e outros produtos sintéticos, estes últimos para aços de construção mecânica ligados. Para aços de alta temperabilidade como aços para matrizes e ferramentas podem-se utilizar até mesmo o resfriamento ao ar em alguns casos. Quanto maior a temperabilidade menos drástico terá que ser o meio de resfriamento utilizado.

Outro problema associado com o resfriamento para a obtenção de martensita é a variação de volume. Sempre que ocorrer transformação martensítica, temos uma variação de volume e esta terá efeitos mais importantes quanto maior for a diferença de temperaturas de um ponto para outro.

Ocorre uma variação de volume no aço quando este é aquecido até o campo austenítico e depois resfriado rapidamente para que se obtenha martensita. A diferença de volume entre a estrutura original e a estrutura final martensítica pode conduzir a empenamentos e até mesmo a trincas se as tensões surgidas como consequência da variação de volume ultrapassar o limite de ruptura do material. Quando temos diferenças de velocidade de resfriamento da periferia para o centro, por exemplo, forma-se uma capa de martensita que é dura e frágil e que ao aumentar de volume comprime o núcleo. Quando o núcleo por sua vez se transforma, este expande e provoca o aparecimento de tensões sobre a capa externa endurecida, podendo produzir trincas na peça.

### 2.4.3 Revenido

Um dos grandes problemas relacionados com o tratamento térmico de têmpera está relacionado com a baixa ductilidade e a baixa tenacidade do material após o tratamento.

Embora tenhamos um significativo ganho na resistência mecânica e na dureza, fatores primordiais quando se quer reduzir o peso da peça ou evitar o desgaste superficial, a ductilidade cai quase a zero. Como a utilização de um aço nestas condições impossível devido aos riscos de uma falha catastrófica, este problema tem que ser corrigido, o que é conseguido através do tratamento térmico de revenido.

O revenido é um tratamento em que se faz o reaquecimento da peça temperada dentro de uma faixa de temperatura entre 150 °C e 600 °C geralmente. As peças são

aquecidas e permanecem durante um intervalo de tempo suficiente para que ocorram as transformações necessárias à recuperação de parte da ductilidade e tenacidade perdidas, sendo depois resfriadas até a temperatura ambiente. Como consequência terá uma perda na resistência mecânica e na dureza. Quanto mais alta for a temperatura de revenido utilizada ou quanto maior for o tempo de tratamento, maior será o ganho em ductilidade e tenacidade e maior será a perda de resistência e de dureza.

Durante o revenido ocorrem transformações da martensita que são dependentes da temperatura e que irão influir nas propriedades finais do aço. De acordo com a faixa de temperatura temos transformações diferentes que conduzem ao que se costuma chamar de estágios ou etapas do revenido; no primeiro estágio, que vai até aproximadamente 200 °C, o carbono contido na martensita se precipita formando um carboneto chamado épsilon, que não tem a composição da cementita; em consequência temos uma redução no teor de carbono da martensita, obtendo-se como resultado uma estrutura bifásica composta de carbonetos e martensita de baixo carbono; as transformações nas propriedades não são muito significativas, observando-se apenas pequena redução na dureza e na resistência e um pequeno aumento na ductilidade e na tenacidade.

### 3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1 Considerações Iniciais

O presente trabalho surgiu da necessidade da fundição da empresa Dambroz em adequar seu processo de fundição de peças automotivas produzidas em uma liga de aço a uma mudança em suas especificações quanto à composição química.

A liga já era produzida com sucesso atendendo as especificações, mas devido a problemas do cliente quanto à soldagem da mesma, foi introduzida uma nova especificação onde o carbono equivalente (CE) da liga deve ser menor do que 0,60%. Sabendo que o carbono equivalente é calculado sobre o teor de carbono e elementos de liga, e sabendo que com a composição da liga antiga que atingiam plenamente as especificações mecânicas com %CE acima de 0,60%, agora gera uma não-conformidade. Ciente deste fato este trabalho tem o objetivo de fazer algumas modificações na composição química adicionando ligas e/ou alterando tratamentos térmicos buscando-se atingir as propriedades mecânicas especificadas com %CE dentro do limite especificado.

#### 3.2 Materiais e Métodos

O material é uma liga de aço baixa-liga fundida, cuja classificação segundo a ASTM é ASTM A148-80 grau 90-60 e suas especificações são as seguintes:

Composição Química:

- %C = 0,30% max;
- %P = 0,05% max;
- %S = 0,06% max;
- %Al = 0,08% max;
- Ligas = o que for necessário.



- CE% = 0,60% máx.

Propriedades Mecânicas:

- Resistência à tração= 90000 psi (620 MPa) min
- Tensão de escoamento = 60000 psi (413,7 MPa) min
- Alongamento= 20% min
- Extricção= 35% min
- Dureza= 187 a 241 HB

A liga é fundida em um forno de indução com capacidade de 1200 kg e é vazada em moldes de areia cura a frio. Para os testes foram fundidos corpos de prova cilíndricos como os ilustrados na Figura 3.1.



Figura 3.1 Ilustração do corpo de prova. À direita corpo de prova fundido com o canal de alimentação e a esquerda depois de cortado e usinado.

A normalização foi realizada em um forno a gás da marca Etin com capacidade de 5 ton. Os corpos de prova foram normalizados junto com peças da produção, só que todos foram tratados na mesma posição sobre a carga. O ciclo de normalização é o seguinte: 3 horas até atingir 900 °C seguido de mais 3 horas a 900 °C, após a carga é retirada e o resfriamento ocorre fora do forno ao ar tranquilo. A têmpera foi feita por parceiro externo.

### 3.3 Escolha das ligas para os ensaios

A escolha das amostras para os ensaios se baseou nos seguintes fatos:

Material A – Liga utilizada atualmente no estado normalizado com CE% menor que 0,60% onde após um acompanhamento revelou que a tensão de escoamento está com resultados que variam do limite inferior da especificação até 10% abaixo.

Material B – Composição com um teor de carbono maior no estado normalizado, para ver a influência do teor de carbono maior nas propriedades mecânicas.

Material C – Liga no estado normalizado com menor teor de C e com adição de níquel, pois se sabe da literatura que o níquel aumenta a resistência com um aumento de ductilidade sem aumentar muito o CE%. Será adicionado um baixo teor de níquel, pois seu custo é elevado e se necessita apenas um pequeno aumento nas propriedades.

Material D - Composição atual com baixo CE% no estado temperado e revenido onde se espera melhores propriedades mecânicas de resistência e ductilidade.

### 3.3.1 Análise Química

A composição química de todas as amostras deste trabalho foi obtida após análise em um espectrômetro de absorção óptica da marca Quantron devidamente calibrado e com precisão.

### 3.3.2 Medição da dureza

Os ensaios de dureza foram realizados no método Brinell, que utiliza pré-carga de 10 kg e uma carga total de 187 kg com penetrador em forma de esfera de 2,5 mm. Em cada uma das amostras foram realizadas três medidas de dureza, calculando-se então a média aritmética para cada condição.

### 3.3.3 Análise Metalográfica

As superfícies das amostras foram preparadas para metalografia utilizando-se lixas das granas 100, 220, 320, 400, 600 e 1200. O polimento foi efetuado em panos de 4 e 1 µm com pasta de diamante e álcool. O ataque químico foi realizado com uma solução de Nital 2 %.

Estes corpos de prova para metalografia foram retirados dos CP de tração, apenas cortando uma secção transversal aos CPs.

### 3.3.4 Ensaio de tração

O ensaio de tração é uma ferramenta muito importante para avaliarmos a resistência dos materiais sob certas condições de temperatura e carregamento, ou seja, as propriedades mecânicas dos materiais, especialmente para os metais. É a partir deste ensaio que obtemos os valores de resistência à tração, tensão de escoamento, alongamento, extricção, entre outros.

No ensaio o corpo de prova (CP) é submetido a uma força trativa uniaxial continuamente crescente, o CP é produzido com dimensões definidas segundo normas e sua estrutura deve representar a microestrutura do material original.

O resultado do teste pode ser representado em um gráfico de tensão versus deformação. Na Figura 3.2 está representada um exemplo de uma curva tensão-deformação de engenharia para um material dúctil. O termo “de engenharia” significa que está sendo levada em conta a perda de seção, ou seja, a formação de pescoço (deformação plástica localizada).

A partir deste ensaio são obtidos:

- Tensão de escoamento que é a maior tensão que o material suporta se deformando elasticamente e retornando a posição inicial depois de retirada a carga aplicada, ou seja, sem se deformar plasticamente.
- Resistência à tração é a maior tensão que o material suporta e o pico ocorre antes da formação do pescoço.
- Alongamento é a deformação linear do corpo de prova em porcentagem, é calculada pela relação entre o comprimento final e inicial.
- Etrinsicção é a perda de seção localizada, é calculada pela relação entre área inicial e final da seção onde rompeu o corpo de prova.

Os dois primeiros são parâmetros de resistência e as duas últimas são parâmetros de ductilidade.

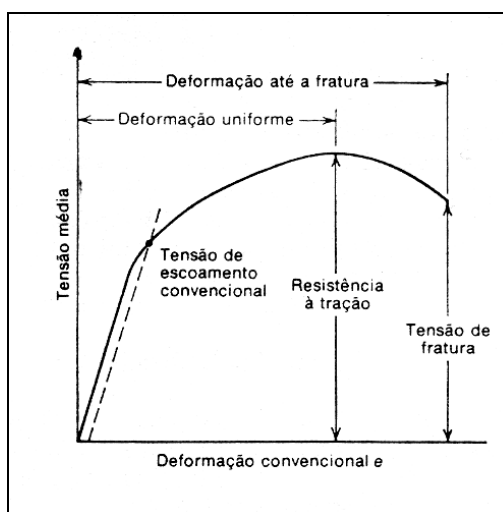


Figura 3.2 Curva tensão-deformação de engenharia ou convencional.

Nos ensaios de tração utilizaram-se oito corpos de prova com dimensões como ilustrado na Figura 3.3.

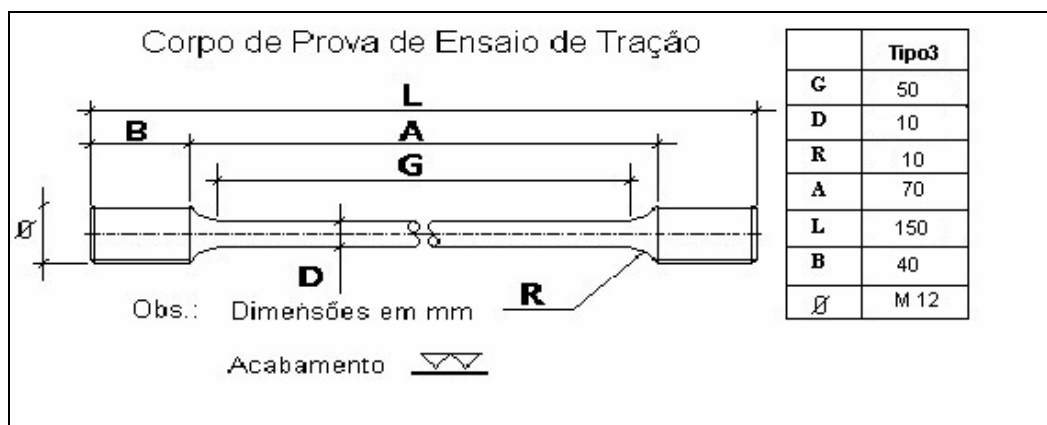


Figura 3.3 Dimensões dos corpos de prova de tração tratados neste estudo.

Procedimento de ensaio: o material foi fixado nas garras do equipamento e tracionado até a ruptura, segundo método de ensaio NBR ISSO 6892/02.

Equipamentos utilizados:

- Paquímetro digital – P3 (0-150) mm, marca: Starrett – Certificado de calibração nº 8712-07;

- Máquina de ensaio universal – Marca: EMIC – DL 20000, nº de série: 016.  
Rastreabilidade: RCB-INMETRO: Certificado de calibração CERTI – nº 1541/07.

Outros parâmetros:

- Temperatura: 22,3 °C;
- Velocidade do ensaio: 8,0 mm/min.

## 4.0 RESULTADOS

### 4.1 Análise Química

As amostras foram analisadas e suas composições químicas estão na Tabela 4.1.

Ligas analisadas:

- A – Composição atual, normalizada.
- B - Composição com teor de carbono maior, normalizada.
- C – Composição com níquel, normalizada.
- D – Composição atual, temperada e revenida.

Tabela 4.1 Composição química das amostras.

Liga	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	Al %	Co %	Cu %	V %	Zr %	CE %
A	0,23	0,64	1,71	0,02	0,01	0,139	0,01	0,02	0,08	0,007	0,013	0,006	0,04	0,56
B	0,27	0,62	1,87	0,02	0,01	0,138	0,015	0,023	0,079	0,0086	0,019	0,007	0,029	0,62
C	0,21	0,52	1,64	0,01	0,01	0,17	0,019	0,214	0,043	0,0075	0,064	0,004	0,016	0,579
D	0,24	0,61	1,58	0,02	0,01	0,175	0,013	0,018	0,065	0,006	0,01	0,005	0,035	0,55

### 4.2 Medição da dureza

A Tabela 4.2 apresenta os resultados das durezas medidas nos dois corpos de prova de cada material, sendo que em cada amostra foram feitas três medidas de dureza pelo método de Brinell.

Tabela 4.2 Dureza Brinell das amostras.

	1	2	3	Media	DP
<b>A1</b>	186	182	189	186	4
<b>A2</b>	182	182	186	183	2
<b>B1</b>	208	208	204	207	2
<b>B2</b>	208	204	200	204	4
<b>C1</b>	204	200	196	200	4
<b>C2</b>	193	196	200	196	4
<b>D1</b>	220	225	216	220	5
<b>D2</b>	239	239	244	241	3

### 4.3 Análise Metalográfica

A Figura 4.1 apresenta a microestrutura obtida no ensaio metalográfico do material A1 com aumento de 100x.

Como podemos observar o material apresenta estrutura de perlita e ferrita bandeada devido ao alto teor de manganês. Este bandeamento consiste em regiões com maior densidade de perlita como pode ser evidenciado na figura 4.2, este pode ser minimizado quanto melhor for o tratamento de normalização.

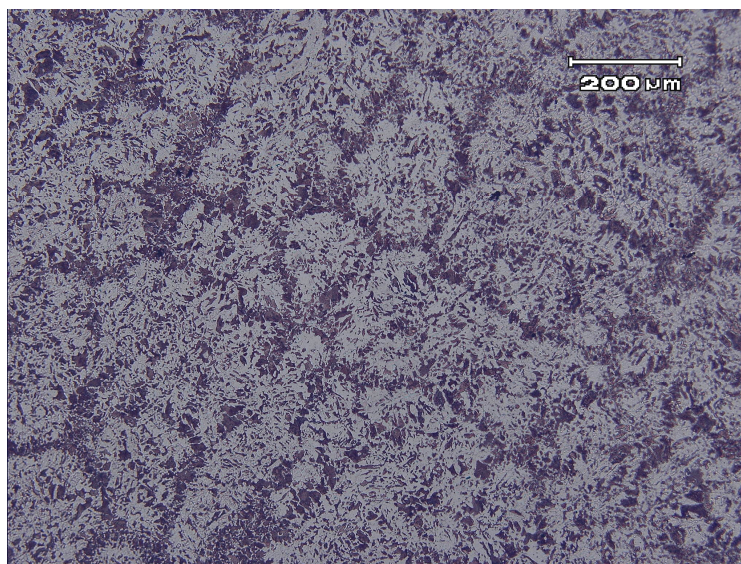


Figura 4.1 Composição atual, ampliação 100x, ataque nital 2%.

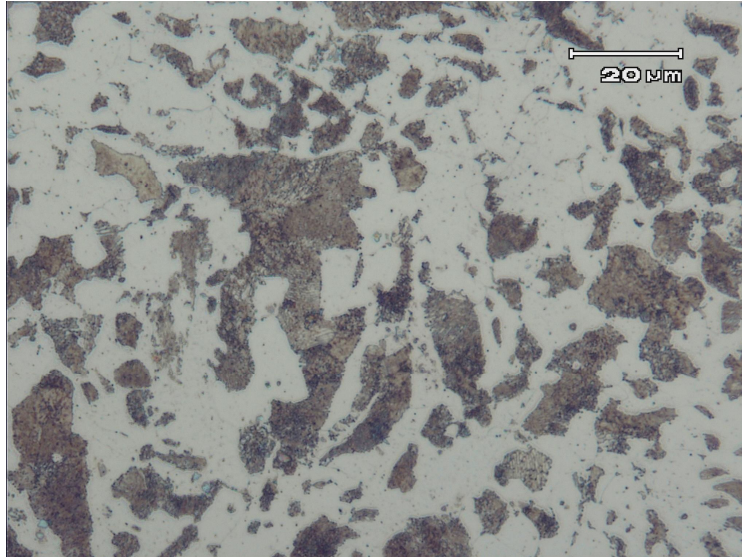


Figura 4.2 Composição atual, ampliação 1000x, ataque nital 2%.

A Figura 4.3 apresenta a microestrutura obtida no ensaio metalográfico do material B2 (aumento de 100x) com maior teor de carbono.

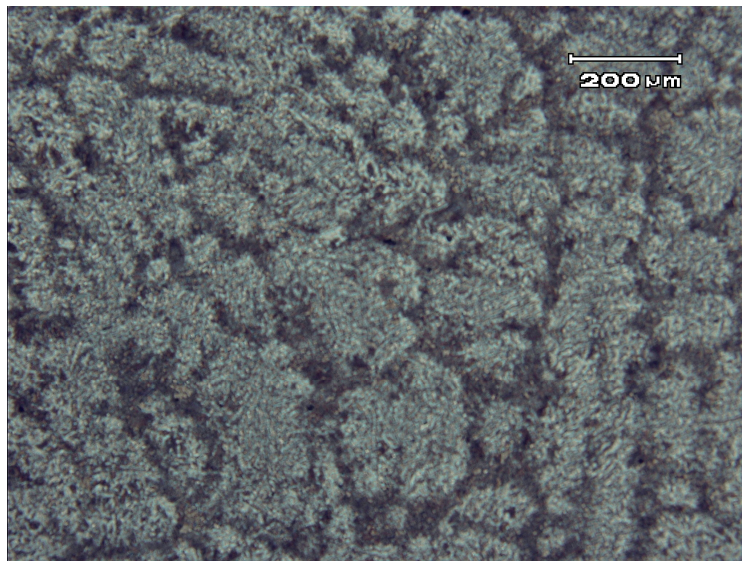


Figura 4.3 Amostra com teor de carbono maior, ampliação 100x, ataque nital 2%.

Como podemos observar na Figura 4.4 o mesmo material só que em uma ampliação maior, apresenta mais perlita devido ao maior teor de carbono.



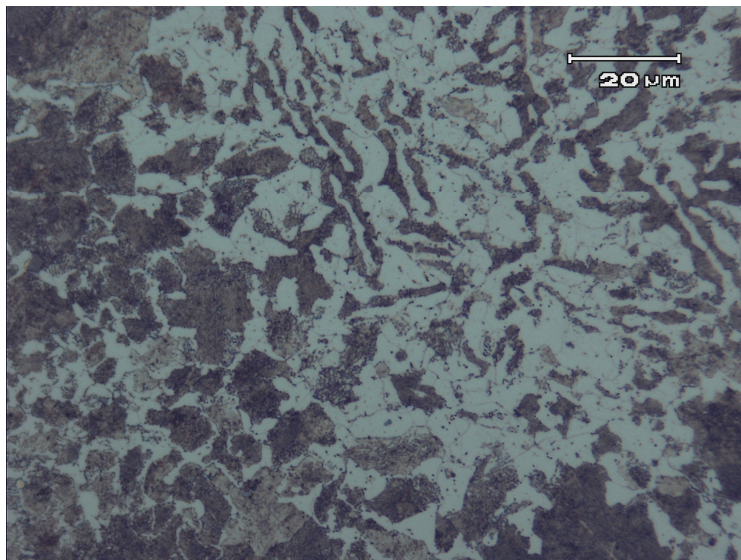


Figura 4.4 Amostra com teor de carbono maior, ampliação 1000x, ataque nital 2%.

A Figura 4.5 apresenta a microestrutura obtida no ensaio metalográfico do material C1, com adição de níquel.

Como podemos observar o material também apresenta estrutura bandeada devido ao alto teor de manganês.

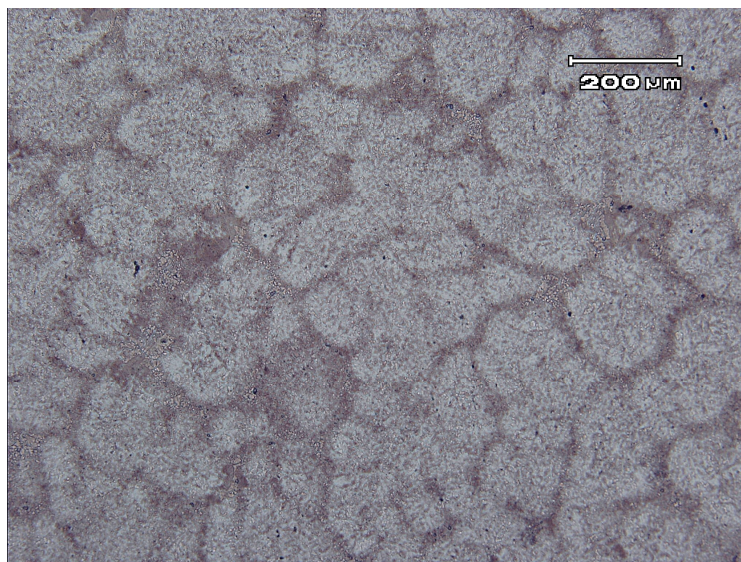


Figura 4.5 Amostra com adição de níquel, ampliação 100x, ataque nital 2%.

Além disso, nota-se na Figura 4.6 com ampliação de 1000x que a estrutura normalizada composta por perlita e ferrita está mais refinada possivelmente devido ao resfriamento ter ocorrido mais rapidamente. O níquel, nestes teores, não apresenta diferença visual na observação da metalografia, já que está em solução sólida.

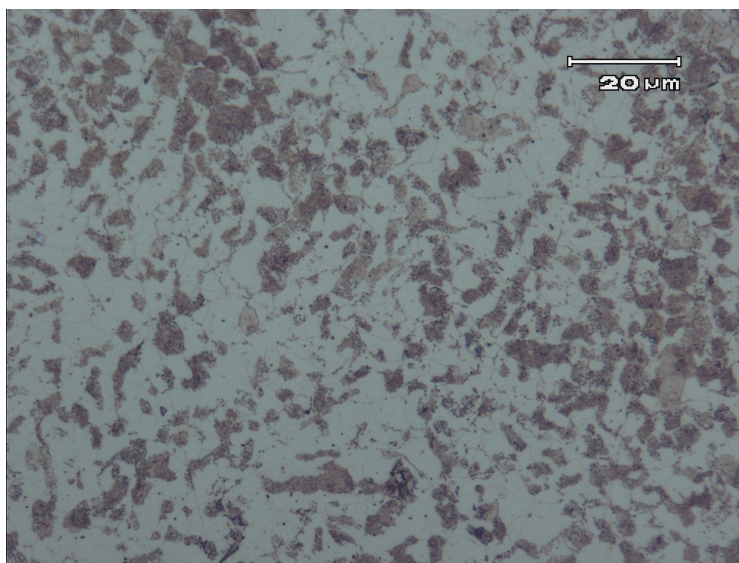


Figura 4.6 Amostra com adição de níquel, ampliação 1000x, ataque nital 2%.

A Figura 4.7 apresenta a microestrutura obtida no ensaio metalográfico do material D2 temperado e revenido.

Como podemos observar o material apresenta também estrutura bandeada devido ao alto teor de manganês.

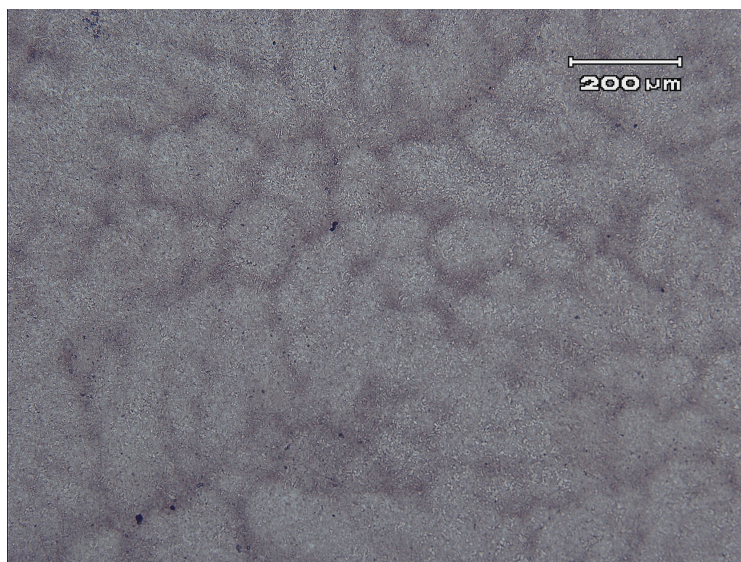


Figura 4.7 Amostra temperada e revenida, ampliação 100x, ataque nital 2%.

Este material apresenta uma microestrutura bem refinada de martensita revenida como pode ser visualizado na Figura 4.8 com uma ampliação de 1000x. Este aspecto da martensita é típico de martensita de baixo carbono.

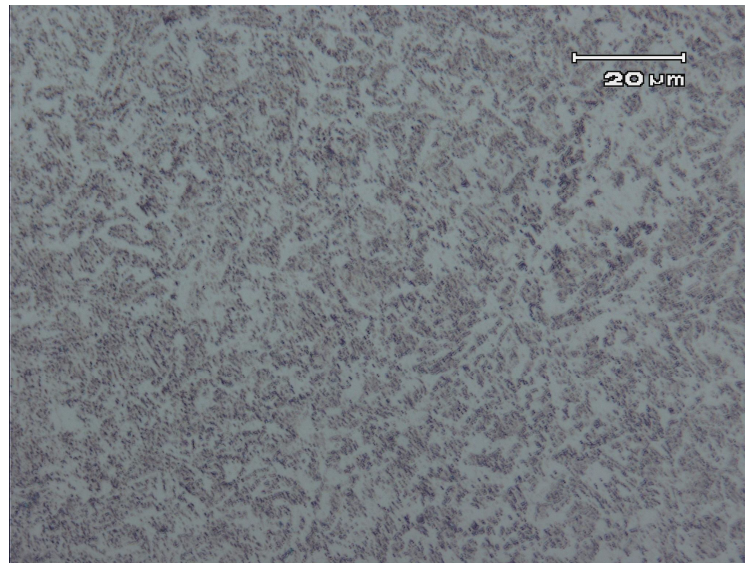


Figura 4.8 Amostra temperada e revenida, ampliação 1000x, ataque nital 2%.

Todos os corpos de prova apresentaram microdefeitos durante a observação da metalografia, como estes da Figura 4.9. Defeitos como microporosidades, microrechupes e inclusões, estes podem, quando eliminados ou minimizados dar um ganho nas propriedades dos materiais.

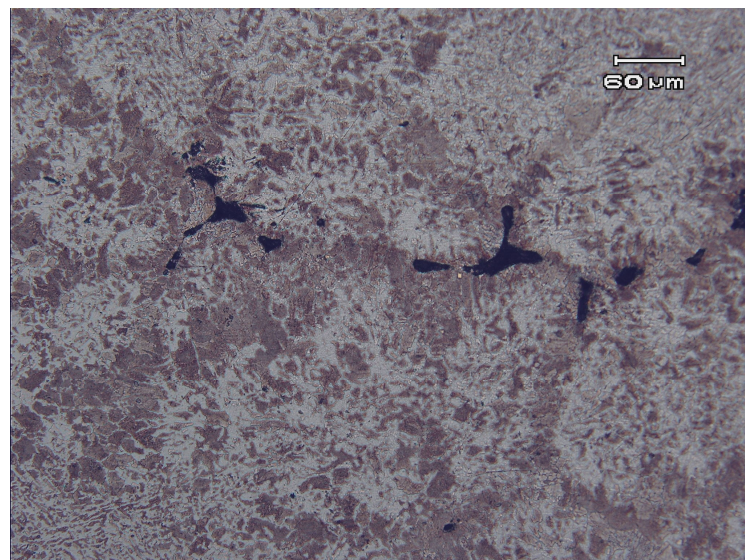


Figura 4.9 Microrechupes observados na amostra B1, aumento 200x.

Pode-se observar que os defeitos se concentram nas regiões mais escuras, ou seja, onde teve certa segregação de elementos de liga e impurezas (Figura 4.10) e é nesta região solidifica as últimas frações líquidas do material.

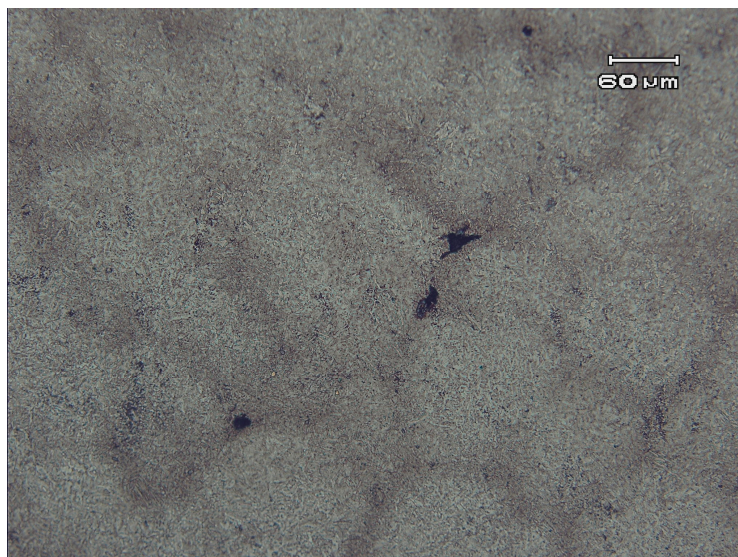


Figura 4.10 Microrechupes na amostra D (temperado e revenido), aumento 200x.

#### 4.4 Ensaio de tração

Foram utilizados oito corpos de prova nos ensaios de tração, dois da liga atual, dois da liga com CE alto, dois temperados e revenidos e dois com adição de níquel. Estes corpos de prova foram rompidos conforme a figura 4.11.

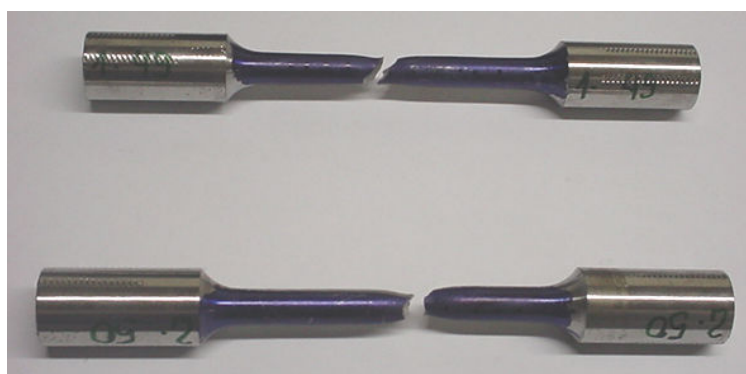


Figura 4.11 Exemplo de corpos de prova depois do ensaio de tração.

Os resultados dos ensaios de tração obtidos estão disponíveis na tabela 4.3. Dois dos gráficos demonstrativos da curva tensão x deformação relativos aos corpos de prova com níquel e aos temperados e revenidos (figuras 4.12 e 4.13), foram usados neste trabalho; o critério utilizado leva em consideração os melhores resultados no ensaio de tração.

Tabela 4.3 Resultados dos ensaios de tração.

	Tensão de escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)	Estricção (%)
<b>Especificado</b>	<b>413,7 min</b>	<b>620 min</b>	<b>20</b>	<b>35</b>
<b>A1</b>	381	642	24	48
<b>A2</b>	386	642	23	50
<b>B1</b>	436	710	21	55
<b>B2</b>	453	711	22	45
<b>C1</b>	476	663	25	52
<b>C2</b>	474	665	25	47
<b>D1</b>	515	683	24	54
<b>D2</b>	609	748	21	47

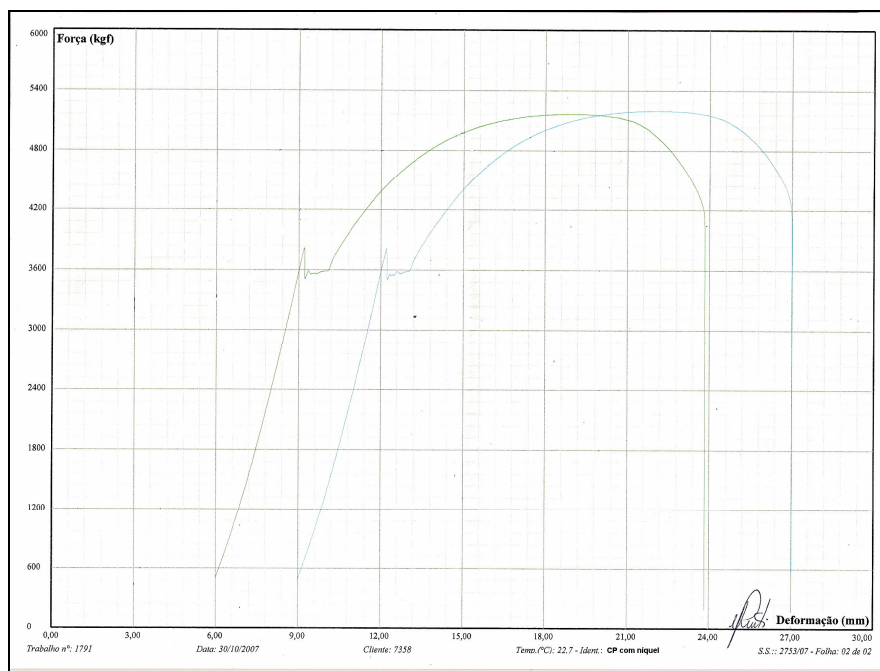


Figura 4.12 Curva tensão x deformação para o aço com adição de níquel. A curva C1 esta representada à esquerda e a C2 à direita.

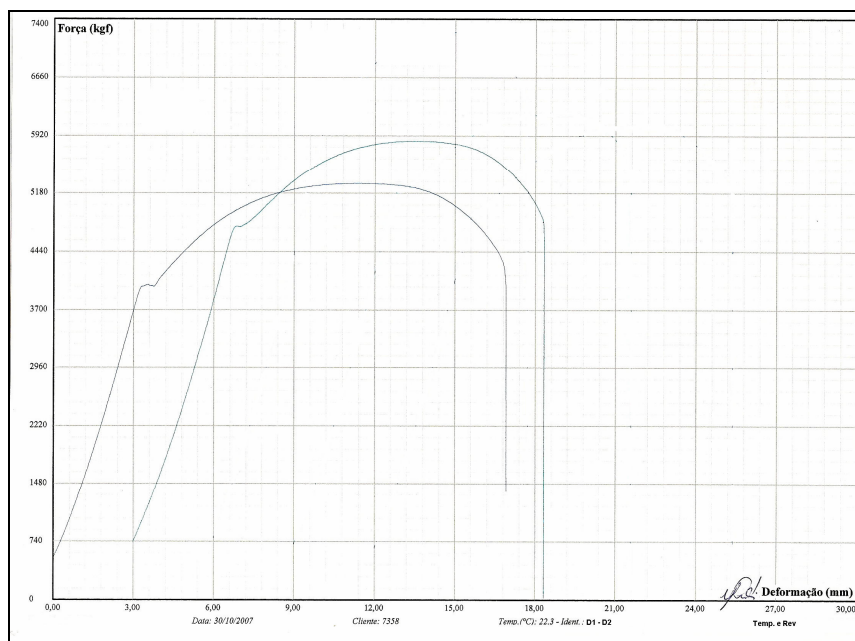


Figura 4.13 Curva tensão x deformação para o aço temperado e revenido. A curva à esquerda representa D1 e à direita D2.

O resultado para o ensaio de tração dos dois corpos de prova temperado e revenidos, apresentou um resultado bem diferente um do outro, já para os demais, os resultados dos dois corpos de prova de cada material foram semelhantes. Dependendo da taxa de resfriamento diferente durante a têmpera dos corpos de prova podemos ter diferença no resultado.

Os resultados do ensaio de tração podem ser mais bem visualizados nos gráficos 4.1 e 4.2. Nos gráficos as linhas horizontais representam os limites mínimos das especificações de: resistência à tração, tensão de escoamento, alongamento e estrição.

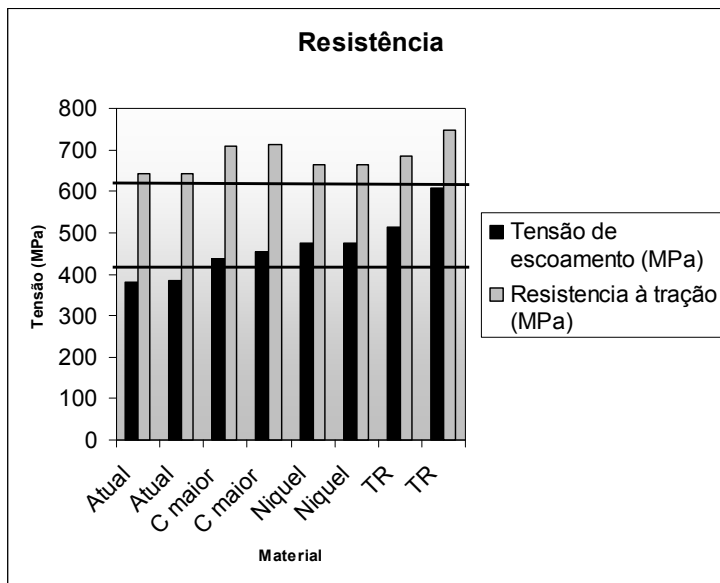


Gráfico 4.1 Comparação dos resultados do ensaio de tração quanto à resistência mecânica.

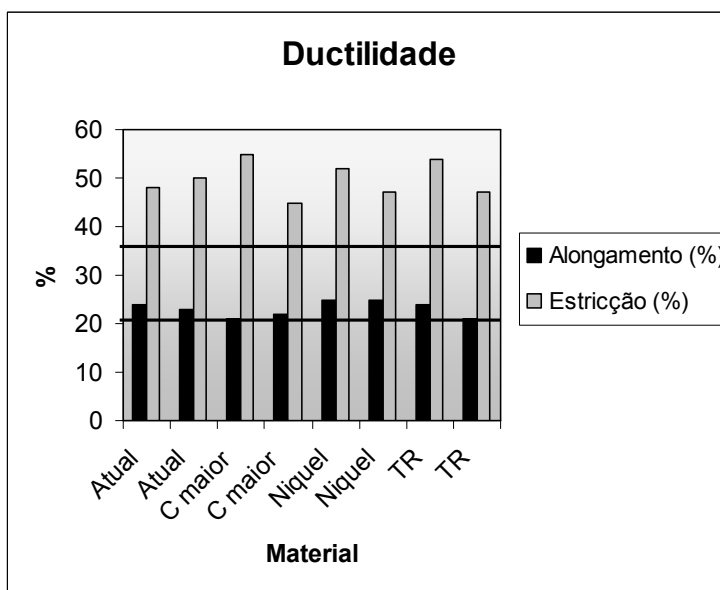


Gráfico 4.2 Comparação dos resultados do ensaio de tração quanto à ductilidade.

Analisando as fraturas dos corpos de prova foram observados: para a peça normalizada observou-se uma fratura menos dúctil, pois o material sofre uma deformação plástica pequena, antes de romper (figura 4.14-a). No corpo de prova com níquel a fratura se apresentou bem dúctil devido ao tamanho de grão bem refinado (Figura 4.14-c). Para o corpo de prova temperado e revenido nota-se uma fratura dúctil, onde fica nítida a diminuição da seção antes da ruptura (figura 4.14-d).

Em todas as amostras foram observados pontos brilhantes característicos de fratura frágil das inclusões. Estas inclusões certamente contribuem para uma diminuição das propriedades mecânicas.

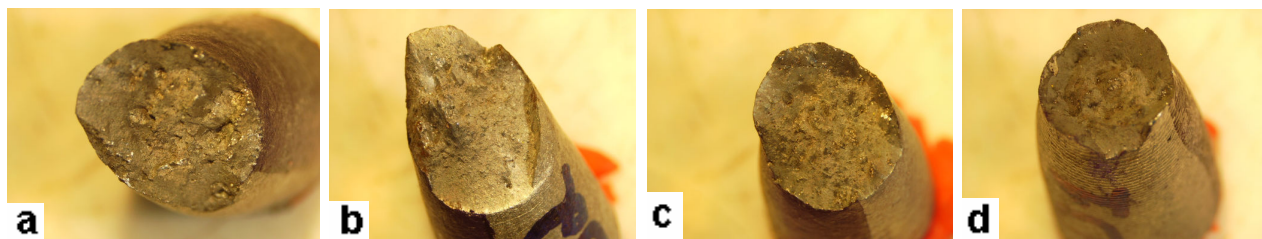


Figura 4.14 Aspecto das fraturas dos quatro materiais analisados, sendo que “a” corresponde ao material A1, “b” ao material B2, “c” ao material C2 e “d” ao material D1.



## 5.0 DISCUSSÃO

Os corpos de prova com a composição química atual, ou seja, CE% menor que 0,60% não atingem satisfatoriamente às especificações mecânicas.

Os corpos de prova com teor de carbono maior apresentam boa resistência mecânica, mas com a ductilidade na mínima.

Com a adição de níquel se obteve um bom ganho de resistência e ductilidade. O teor de níquel que foi adicionado poderia até ser maior, o que melhoraria ainda mais as propriedades, mas como o preço do níquel é relativamente elevado no mercado optou-se por um pequeno teor. Convém ressaltar que este ganho nas propriedades também foi provocado pelo alto refinamento da microestrutura, provavelmente causado pelo resfriamento ter ocorrido mais rapidamente.

Os CPs de prova temperados e revenidos apresentaram uma alta resistência em comparação aos normalizados, mas apresentaram uma ductilidade na faixa mínima. Pode-se então, aplicar um revenimento com um tempo ou temperatura maior, aumentando a ductilidade com uma diminuição da resistência já que esta última está sobrando. Para o experimento foi utilizado um tempo e temperatura sugeridos pela literatura e foi controlada através da dureza dos corpos de prova sabendo que esta é proporcional a resistência do material.

Em todas as amostras foram observados pontos brilhantes característicos de fratura frágil das inclusões. Estas inclusões certamente contribuem para uma diminuição das propriedades mecânicas.

Além disso, nas metalografias foram observados microdefeitos em todas as amostras, o que também degrada as propriedades do material.

## 6.0 CONCLUSÕES

Com a adição de níquel observa-se um ganho nas propriedades mecânicas com um aumento na ductilidade. Os resultados dos ensaios mecânicos destes corpos de prova se mostraram muito satisfatórios, atingindo com sobra as especificações mecânicas e de dureza para o material ainda no estado normalizado. Este resultado foi beneficiado pelo ótimo tratamento de normalização, onde se obteve uma estrutura bem refinada.

Os corpos de prova com carbono mais alto atingiram uma boa resistência mecânica, mas com a ductilidade na faixa mínima das especificações. Além disso, o CE% está acima do limite especificado.

O material temperado e revenido foi o que obteve os melhores resultados já que apresentou resistência mecânica bem elevada em comparação ao material normalizado. A ductilidade que está na faixa mínima pode ser aumentada com um maior tempo ou temperatura de revenimento.

Para a empresa, o processo que utiliza somente normalização é o que melhor se adapta a realidade, pois se consegue em menos procedimentos e com uma economia de energia e tempo atender ao nosso cliente, já que o tratamento de têmpera e revenimento estão sendo feito fora (terceirizado).

Os cuidados pertinentes ao tratamento térmico de normalização quando observados rigorosamente e o controle do processo, bem como o monitoramento dos equipamentos, melhoram consideravelmente as propriedades finais do material.

## 7.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Melhora nas propriedades mecânicas com adição de elementos de liga ou tratamentos térmicos que refinem o tamanho de grão na condição de normalizado.
- Adição de diferentes teores de níquel e avaliar os resultados.
- Ganho nas propriedades do material pela redução de inclusões.
- Adição de outros elementos de liga.
- Análise em microscópio eletrônico de varredura

## 8.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM Handbook: **Forging and Casting**. Vol. 1, ASM International, 1990.

ASM Handbook: **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. Vol. 1, ASM International, 1990.

BAIN, Edgar C. and PAXTON, Harold W. **Alloying Elements in Steel**. 2. ed. American Society For Metals, 1966.

CALLISTER, William D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5. ed., 2002.

CHARLIE R. BROOKS – **Principles of the Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels**. The Materials Information Society, 1996.

CHIAVERINI V. **Tratamentos Térmicos das Ligas Metálicas**: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. São Paulo, 2003.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 1996.

MACHADO, Ivan G. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. 1. ed. 1996.

MULLER, Arno, **Solidificação e Análise Térmica dos Metais e suas Ligas**. 1. ed. UFRGS, 2000.

SOARES, Gloria de Almeida. **Fundição: Mercado, Processos e Metalurgia**. 1. ed. COPPE/UFRJ, 2000.