

Trabalho de Formatura

Estudo da Laminação Controlada
de Aços TRIP – ARBL microligados
com nióbio através de ensaios de
torção em múltiplos passes.

Ari Mateus Castanho Machado

Nº USP 2238555

Prof. André Paulo Tschiptschin

SUMÁRIO

1	<u>INTRODUÇÃO</u>	6
2	<u>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</u>	9
2.1	<u>Laminação Controlada</u>	9
2.2	<u>Processos Termomecânicos</u>	10
2.3	<u>Solubilização</u>	12
2.4	<u>Precipitação</u>	13
2.5	<u>Recuperação e Recristalização</u>	14
2.6	<u>Interação entre Precipitação e Recristalização</u>	16
3	<u>OBJETIVOS</u>	20
4	<u>Materiais e Métodos</u>	21
4.1	<u>Materiais</u>	21
4.2	<u>Máquina de Torção a quente</u>	22
4.3	<u>Ensaio com múltiplas deformações em Resfriamento Contínuo</u>	24
5	<u>RESULTADOS</u>	26
6	<u>Discussão</u>	33
7	<u>Conclusões</u>	39
8	<u>Bibliografia</u>	40

Índice de Figuras

Figura 1. - <u>Estágios da Laminação Controlada e mudanças na microestrutura após cada estágio (XAVIER, M.D., 1990) [2].</u>	11
Figura 2. <u>Diagrama PTT de um aço microligado ao Nb sob diferentes condições de deformação (WEIS, I., et all., 1979) [6].</u>	13
Figura 3. <u>Diagramas RTT (a) para aço C-Mn, (b) para aço C-Mn-Nb Efeito do Nb na Recristalização (LEBON, A., et all, 1975) [10]</u>	15
Figura 4. <u>Diagramas RPTT - Efeito do Nb em solução sólida sobre a cinética de recristalização (WEIS, I., et all., 1979) [6].</u>	16
Figura 5. <u>Parâmetros na deformação por torção (CETLIN, P.R., et all., 2001)</u>	22
Figura 6. <u>Geometria dos Corpos de Prova utilizados no ensaio de Torção.</u>	24
Figura 7. <u>Dados dos ensaios de múltiplos passes</u>	24
Figura 8. <u>Gráfico Tensão Média Equivalente x 1000/T (K) indicando os pontos T_{nr} e Ar₃</u>	25
Figura 9. <u>Liga D - Cua de Escoamento Plástico, com tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3°C/s.</u>	27
Figura 10. <u>Liga D - Curva da Tensão Média Equivalente X 1000/T (tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3 °C/s).</u>	27
Figura 11. <u>Liga D - Cua de Escoamento Plástico com tempo interpasse de 15s e taxa de resfriamento de 2°C/s</u>	28
Figura 12. <u>Liga D - Curva da Tensão Média Equivalente X 1000/T (tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3 °C/s).</u>	28
Figura 13. <u>Liga D - Cua de Escoamento Plástico com tempo interpasse de 30s e taxa de resfriamento de 1°C/s</u>	29
Figura 14. <u>Liga D - Curva da Tensão Média Equivalente X 1000/T (tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3 °C/s).</u>	29
Figura 15. <u>Liga E - Cua de Escoamento Plástico com tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3°C/s</u>	30

Figura 16.	<u>Liga E - Curva da Tensão Média Equivalente X 1000/T (tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3 °C/s).</u>	30
Figura 17.	<u>Liga E - Cuva de Escoamento Plástico com tempo interpasse de 15s e taxa de resfriamento de 2°C/s</u>	31
Figura 18.	<u>Liga E - Curva da Tensão Média Equivalente X 1000/T (tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3 °C/s).</u>	31
Figura 19.	<u>Liga E - Cuva de Escoamento Plástico com tempo interpasse de 30s e taxa de resfriamento de 1°C/s</u>	32
Figura 20.	<u>Liga E - Curva da Tensão Média Equivalente X 1000/T (tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3 °C/s).</u>	32
Figura 21.	<u>Efeito do Nb e do tempo Interpasse na Tnr</u>	34
Figura 22.	<u>Efeito do Mn e do tempo interpasse na temperatura Ar3.</u>	35
Figura 23.	<u>Gráfico Tensão Equivalente Média X Deformação – Indicando a energia de deformação acumulada</u>	36
Figura 24.	<u>Energia de Deformação Acumulada X tempo interpasse em função da composição do aço</u>	38

RESUMO

Neste trabalho foi estudado o condicionamento da austenita em dois aços microligados ao Nb. Nos aços variou-se o teor de Nb e de Mn para analisar os efeitos destes elementos. Foram realizados ensaios de torção com múltiplos passes em resfriamento contínuo para simular a laminação controlada destes aços.

O efeito do tempo interpasse também foi estudado através da aplicação de diferentes tempos para os aços estudados.

Através dos ensaios de torção foram determinadas as temperaturas de não recristalização e de início de formação da ferrita.

Foram calculadas as energias de deformação acumuladas decorrentes da precipitação e os resultados foram comparados levando em consideração a composição química dos aços e os tratamentos termo-mecânicos as quais foram submetidos.

1 INTRODUÇÃO

A demanda industrial por aços de maior resistência mecânica está diretamente associada a redução de preços e ganhos em qualidade.

Aços que apresentam efeito TRIP (Transformação Induzida por Plasticidade) constituem uma classe de especial interesse neste contexto. Estes aços destacam-se pelo elevado limite de escoamento (LE), entre 350 e 700 MPa e alto limite de resistência (LR), entre 600 e 1000 MPa.

A indústria automobilística/transportes constitui um mercado com grande potencial para novos desenvolvimentos dos aços TRIP. Neste mercado a redução de espessura, além de possibilitar ganhos e economia de material, representa uma redução significativa no consumo de combustíveis. Desta forma destacam-se os ganhos ambientais que dificilmente podem ser mensurados monetariamente. Atualmente a preservação ambiental tem cada vez maior importância, seja na disputa por mercados cada vez mais exigentes, o que tem incentivado as pesquisas nesta área.

O efeito TRIP já é conhecido há bastante tempo em aços de alta liga, (inoxidáveis; Cr – Ni) no entanto estes aços encontram aplicações específicas em função de seu elevado custo de fabricação. Mais recentemente, através de tratamentos termo-mecânicos, o efeito TRIP foi observado em aços com baixa liga (aços assim chamados ARBL – aços de Alta Resistência e Baixa Liga). Os aços com baixa liga possuem preços mais competitivos o que estimula novos desenvolvimentos nesta área.

A Plasticidade Induzida por Transformação (TRIP) se dá por transformações de fase que ocorrem durante a deformação plástica. Tais aços TRIP possuem austenita retida em sua microestrutura de tal sorte que, ao serem submetidos a deformações a austenita transforma-se em martensita em um processo também conhecido como Transformação Militar. Esta transformação representa um ganho significativo em termos de propriedades mecânicas e capacidade de absorver deformações.

A estampabilidade de um material está relacionada a três fatores principais, são eles: n – coeficiente de encruamento; r – coeficiente de

anisotropia plástica que corresponde a uma relação entre a deformação plástica na direção da largura e a deformação na direção da espessura; ΔR – coeficiente de anisotropia planar, calculado nos corpos de prova em três direções R0, R90 e R45, indica a tendência a formação de “orelhas” durante a estampagem.

A tabela abaixo compara os índices n , r entre outros parâmetros de aços TRIP com aços DP (Dual Phase)[1].

Características Mecânicas	Tipos de Aços			
	DP500	DP600	TRIP700	TRIP800
L. Escoamento (MPa)	345	350	390	450
L. Resistência (MPa)	540	620	725	800
A. Uniforme (%)	17	17	20	21
A. Total (%)	26	26	24	27
I. de Anisotropia (r)	1,0	0,9	0,9	0,9
C. de Encruam. (n)	0,16	0,18	0,25	0,24

Nos aços estudados objetiva-se a formação de microestrutura composta por três constituintes básicos: Ferrita, Bainita e Austenita Retida. Tais microconstituintes formam uma espécie de micro-compósito onde a Ferrita absorve deformações e encrua. A Bainita distribui melhor as tensões evitando pontos de concentração de tensões e confere maior resistência ao desgaste. A austenita retida, por sua vez, absorve grandes deformações com a formação da martensita (efeito TRIP).

Em função da gama de microconstituintes e da variabilidade dos produtos é fundamental o controle das variáveis de processo, para a obtenção dos resultados desejados. Atualmente as normas de qualidade têm sido cada vez mais rigorosas e um ponto fundamental no desenvolvimento e aceitação de novos produtos é a reprodutibilidade dos resultados. É bem comum observarmos críticas as políticas de qualidade que dizem: “Não importa se o seu produto é ruim desde que você consiga fazê-lo sempre ruim da mesma forma”. Neste sentido observamos que o conhecimento e controle sobre os parâmetros

e variáveis de processo são fundamentais para qualquer desenvolvimento, pois desta forma fica garantida a reprodutibilidade do processo e é possível assegurar a qualidade do produto final.

Os aços TRIP – ARBL podem ser obtidos através de dois processos: o primeiro deles é diretamente por tratamento termomecânico (laminação controlada) e o outro por tratamento térmico de recozimento intercrítico após a laminação a frio.

No segundo caso o tratamento térmico é baseado principalmente em curvas de resfriamento contínuo, como por exemplo os diagramas RC (CCT).

No primeiro caso é fundamental a compreensão dos parâmetros termomecânicos envolvidos na laminação, de forma a garantir a repetição dos resultados. Tal compreensão corresponde ao desenvolvimento de um processo conhecido como Laminação Controlada.

Neste trabalho são abordados parâmetros importantes para a definição de um esquema de laminação controlada destes aços.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Laminação Controlada

A Laminação Controlada constitui um tipo especial de processo termo-mecânico realizado a altas temperaturas (Laminação a quente). O termo controle neste caso representa: acompanhar a evolução da microestrutura de forma a antever os resultados finais, controlando as propriedades finais do material. Em uma laminação não controlada o objetivo é simplesmente a conformação mecânica, ou seja promover mudanças dimensionais de forma e espessura.

Aços ARBL (Alta Resistência Baixa Liga) obtém os maiores ganhos em propriedades mecânicas através da redução do tamanho de grão. Com base no "efeito de Hall-Petch" uma redução no tamanho de grão de ASTM 6-8 (típico de aços laminados a quente) para ASTM 12-13 (típico de aços ARBL) vem acompanhado de um aumento na resistência de aproximadamente 210 MPa, com praticamente nenhuma queda de tenacidade.

O controle do tamanho de grão ferrítico é por si só um assunto complexo. Ferrita, com grãos mais finos, pode ser obtida através da transformação da austenita que permanece não recristalizada após a laminação a quente. Nióbio e outros elementos microligantes são conhecidos por retardar a recristalização da austenita. Este fato, associado ao desenvolvimento da laminação controlada, têm estimulado pesquisas que visam compreender o que acontece com a austenita durante a laminação a quente.

2.2 Processos Termomecânicos

Nos processos termomecânicos (TMP – Termomechanical Processes) distinguem-se basicamente quatro temperaturas em ordem crescente, chamadas: Ar_1 , Ar_3 , T_{nr} e T_s .

onde:

Ar_1 – é a temperatura de fim de transformação ferrítica; Ar_3 início de formação de ferrita, T_{nr} é a temperatura de não recristalização e T_s é a temperatura de solubilização.

Os principais fenômenos envolvidos nos diferentes intervalos de temperatura em que a deformação é aplicada são:

Entre T_s e T_{nr} – Recuperação e Recristalização da austenita com refino de grão.

Entre T_{nr} e Ar_3 – A presença de precipitados inibe a recristalização, resultando em aumento do encruamento do material. Nesta faixa de temperaturas a deformação da austenita pode dar origem ao fenômeno chamado **Pancaking** (“achatamento” da austenita) e a formação de bandas de deformação, locais preferenciais para a nucleação da ferrita. Tal encruamento, associado às bandas de deformação e ao achatamento da austenita promove um potencial favorável a nucleação da ferrita com considerável refino de grão.

Entre Ar_3 e Ar_1 – Como abaixo de Ar_3 já existe ferrita verifica-se que esta se deforma parcialmente. A austenita não transformada encrua favorecendo a nucleação de novos grãos de ferrita. Assim a microestrutura resultante é mista com grãos ferríticos alongados(deformados) e grãos finos e equiaxiais resultantes da transformação posterior da austenita.

A figura 1 a seguir ilustra os resultados de diferentes tratamentos termomecânicos sobre a microestrutura do material.

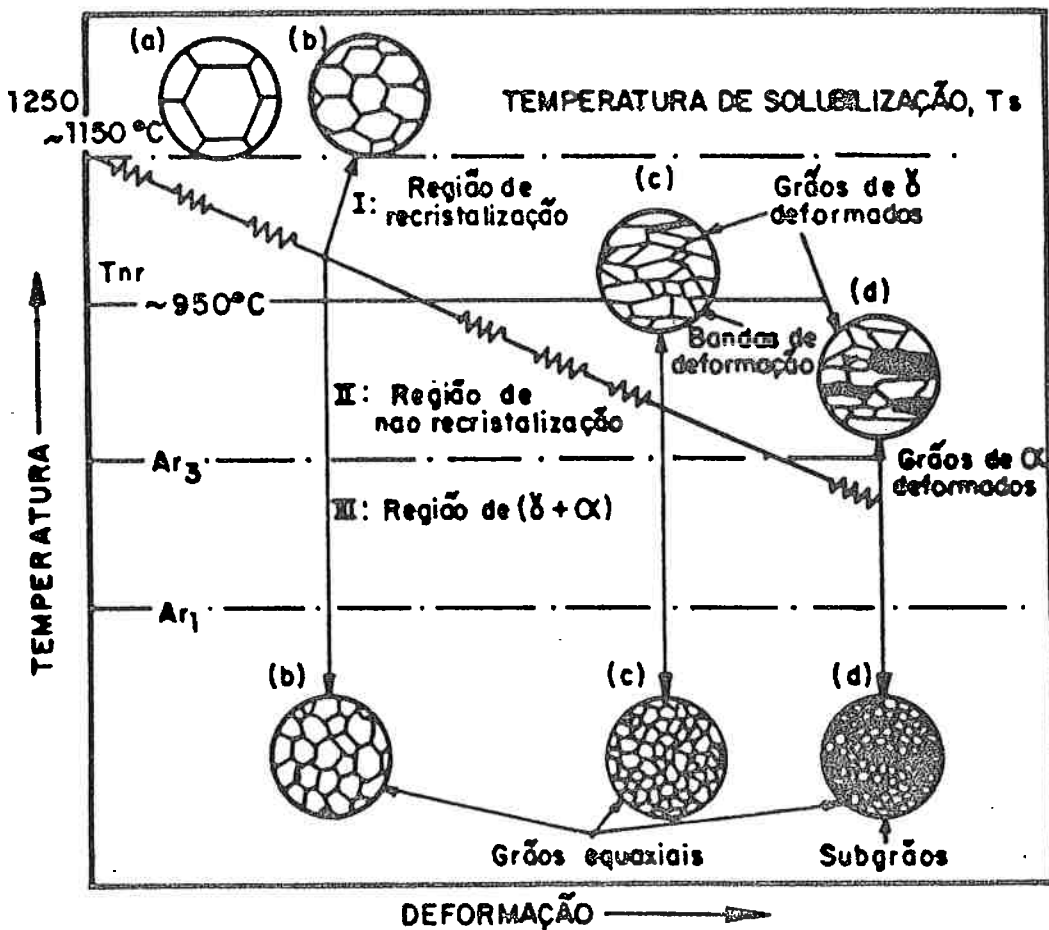


Figura 1. - Estágios da Laminação Controlada e mudanças na microestrutura após cada estágio (XAVIER, M.D., 1990) [2].

2.3 Solubilização

A temperatura de solubilização é um parâmetro importante que indica o início da laminação controlada. Superestimar seu valor implica em aceitar o crescimento excessivo do grão e subestimá-la implica em promover deformações em materiais com precipitados.

Estudar a solubilidade do nióbio é fundamental para compreender seu efeito em aços microligados ao Nb. Tal elemento encontra-se, a baixas temperaturas, na forma de carbonetos de Nb, nitretos de Nb ou carbonitretos, simplifiadamente representados por Nb(C,N). Com o aumento da temperatura esses precipitados dissolvem-se na matriz. A temperatura em que a dissolução é completa é chamada de temperatura de solubilização.

O produto de solubilidade (Ks) representa a quantidade de um elemento microligante que pode permanecer em solução sólida. Assim quanto mais estável o composto formado Nb(C,N) menor será seu produto de solubilidade.

A equação proposta por Irvine e Pickering indica a solubilidade dos Nb(C,N) na austenita:

$$\log [\text{Nb}] [\text{C}+(12/14)\text{N}]=2,26 - 6770/T$$

Tal equação resulta da aplicação direta da relação de Arrhenius onde:

$$\log K_s = A - (B/T)$$

Onde: Ks é o produto entre as porcentagens em peso do elemento microligante e uma função do C e do N como na equação proposta por Irvine;

Os termos A e B são termos relacionados respectivamente a entalpia e entropia do sistema.

T é a temperatura absoluta (K)

A equação de Irvine indica que para teores crescentes de Nb, C e N verifica-se o aumento da temperatura de solubilização. Para um aço contendo aproximadamente 0,026% de Nb tem-se $T_s \sim 1230 \text{ }^\circ\text{C}$ (%C=0,22;). Assim espera-se a completa solubilização dos precipitados em temperaturas ao redor de 1250 °C.

2.4 Precipitação

A definição da T_{nr} implica no conhecimento de alguns conceitos importantes. Primeiramente temos a precipitação, que corresponde ao inverso da solubilização. No entanto, com o resfriamento verifica-se a redução da solubilidade do Nb a temperaturas abaixo das temperaturas calculadas termodinamicamente pelo produto de solubilidade. Tal fenômeno pode ser compreendido pela cinética de precipitação, que indica que a precipitação corresponde a um fenômeno de nucleação e crescimento. Desta forma existe uma barreira (supersaturação) a ser ultrapassada antes do início da formação dos precipitados de Nb(C,N). Como a formação de uma nova fase (precipitado) implica na criação de interfaces, a precipitação ocorre preferencialmente em sítios de alta energia livre. Por este motivo, as bandas de deformação, os contornos de grão e subgrão e até mesmo o encruamento resultante da deformação, favorecem a nucleação dos precipitados. Surge então o termo precipitação induzida por deformação. Tal fenômeno deu origem aos diagramas PTT (precipitação-tempo-temperatura) como indicado abaixo:

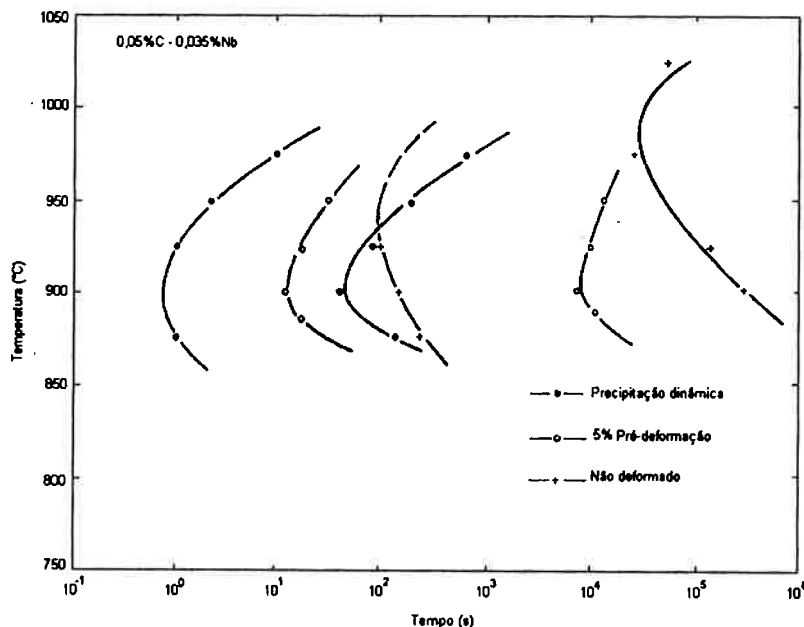


Figura 2. Diagrama PTT de um aço microaligado ao Nb sob diferentes condições de deformação (WEIS, I., et al., 1979) [6]

Com base nestes conceitos, a leitura do diagrama torna-se bem simples. Quanto maior for o teor de Nb menor será o tempo necessário para a precipitação, o mesmo ocorrendo para maiores deformações. A precipitação pode ser ativada dinamicamente ou seja, na medida em que a deformação é aplicada observa-se a precipitação.

2.5 Recuperação e Recristalização

Outros conceitos importantes são os de recuperação e recristalização. Ambos representam o alívio da energia acumulada através da deformação mecânica, e por este motivo são também chamados de processos de restauração ou amolecimento. Tais mecanismos, podem ocorrer durante a aplicação de tensões (dinamicamente) ou nos intervalos entre passes de laminação, na ausência de tensões (estáticos). Como ambos contribuem para o alívio das tensões, introduzidas no material por meio da deformação, verifica-se que competem entre si.

A recuperação é caracterizada pela eliminação de discordâncias através da formação de grãos e subgrãos, enquanto a recristalização é caracterizada pelo movimento de contornos de grão com eliminação de discordâncias.

Existe ainda a chamada recristalização meta-dinâmica que ocorre quando a recristalização, iniciada dinamicamente, continua a ocorrer após cessar a deformação.

O estudo da recristalização levou ao desenvolvimento dos diagramas RTT que relacionam Recristalização, Tempo e Temperatura. Os diagramas abaixo ilustram o efeito do Nb na recristalização.

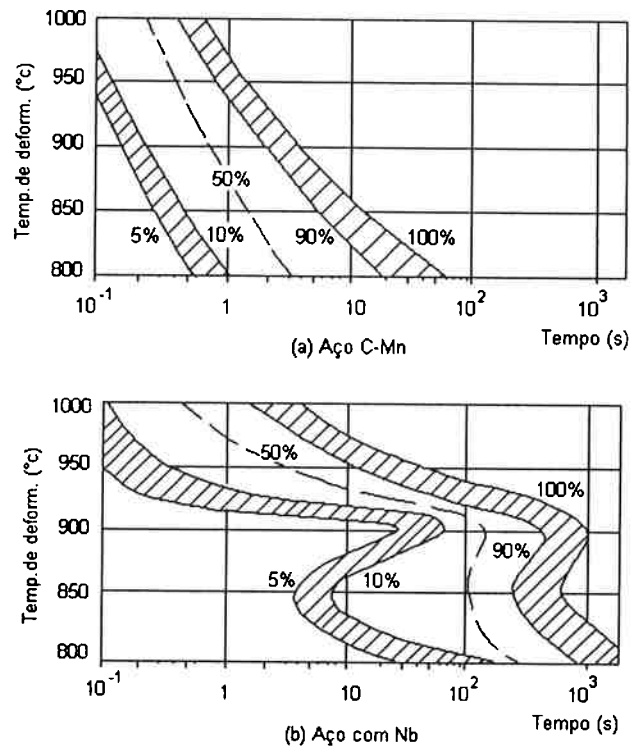


Figura 3. Diagramas RTT (a) para aço C-Mn, (b) para aço C-Mn-Nb
 Efeito do Nb na Recristalização (**LEBON, A., et al, 1975**) [10]

2.6 Interação entre Precipitação e Recristalização

Observa-se que os mecanismos de restauração também são mecanismos de nucleação e crescimento (como a precipitação). Uma semelhança importante entre a precipitação e a recuperação é que ambas nucleiam preferencialmente em regiões de alta energia, tais como intersecções de três grãos, nos contornos de grão, nas bandas de deformação ou ainda ao redor de inclusões. No entanto, enquanto a restauração é termicamente ativada a precipitação tem seu potencial aumentado com a redução da temperatura.

A interação entre os processos de precipitação e recristalização é evidente, e sua compreensão é importante para a determinação do ciclo termomecânico do aço durante a laminação controlada. A associação entre recristalização e precipitação pode ser apresentada através de um diagrama RPTT – Recristalização, Precipitação, Tempo e Temperatura.

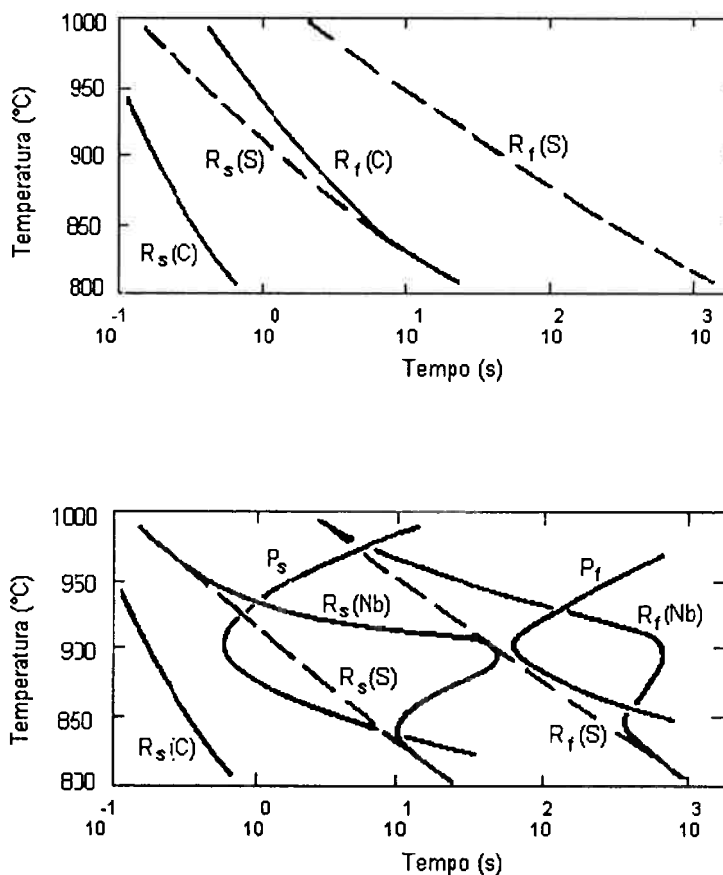


Figura 4. Diagramas RPTT - Efeito do Nb em solução sólida sobre a cinética de recristalização (WEIS, I., et al., 1979) [6]

Tal gráfico possibilita observar comparativamente a Recristalização e a Precipitação e neste aspecto está sua grande importância. Observa-se que a temperatura onde a precipitação tem maior velocidade, corresponde a recristalização mais lenta, o que demonstra claramente o efeito competitivo entre os dois fenômenos. Além do aspecto competitivo é importante considerar o efeito de ancoramento dos contornos de grão pelas partículas precipitadas.

A precipitação de Nb(C,N) ocorre preferencialmente em contornos de grão e desta forma a movimentação do contorno de grão austenítico pode ocorrer de duas maneiras. A primeira é arrastando consigo o precipitado ou através da criação de uma nova interface "deixando para trás" o precipitado.

Ambos os casos envolvem trabalho e são portanto termodinamicamente desfavoráveis. Assim, como na teoria de ancoramento por precipitados proposta por Glaman e Pickering, pode-se definir o raio crítico e número crítico de precipitados que impedem eficientemente o crescimento e a movimentação dos contornos de grãos, atuando assim de forma significativa na recristalização.

O estudo comparativo entre precipitação e recristalização leva a considerações sobre o tamanho, forma e distribuição dos precipitados. Assim quanto mais finamente dispersos forem os precipitados mais efetivo será o efeito da precipitação em retardar a recristalização. Isto posto que a composição química em ambos casos é a mesma.

Logo é possível definir dois campos de temperatura distintos. Uma região onde a recristalização estática ocorre entre os passes de deformação e uma região onde a recristalização estática é atrasada ou suprimida completamente como consequência da precipitação. A T_{nr} constitui a temperatura que separa estas duas regiões.

Vários pesquisadores têm estudado a deformação da austenita a alta temperatura através de ensaios de compressão a quente, tensão a quente, torsão a quente, laminação a quente, utilizando uma variedade de técnicas para monitorar a recristalização da austenita. Estes artigos têm demonstrado que o Nb retarda a recristalização da austenita e tal efeito é atribuído principalmente ao arraste de soluto e ao ancoramento por partícula precipitadas (precipitate pinning) como descrito acima.

Poucos pesquisadores estudaram simultaneamente a precipitação do carbonitreto de nióbio e a recristalização da austenita.

WATANABE, H., et al.,1977 [11] encontrou que a cinética de precipitação do Nb(C,N) é uma ordem de grandeza maior na austenita não recristalizada após a deformação. Posteriormente **JONAS, J.J. e WEISS, I.,1979** [6] estudaram a precipitação do Nb(C,N) através de testes de compressão a quente e observaram a aceleração da cinética de precipitação na austenita deformada como sendo duas ordens de grandeza mais rápido quando a precipitação acontece dinamicamente.

LEBON, A., et al.,1975 [10] utilizou teste de torção a quente para determinar a evolução metalográfica da recristalização da austenita a quente e “tentar” acompanhar a precipitação do Nb(C,N) através de medidas de microdureza em amostras temperadas após o ensaio.

Embora o teste de dureza, não seja tão preciso para determinar a cinética de recristalização seus dados conduzem a dois aspectos significativos:

a) Uma curva característica de recristalização / tempo/temperatura (RTT) foi construída para aços com 0,04 % Nb – 4ppm. Tal curva revelou que a cinética de recristalização foi observada abaixo de 950°C. Enquanto que um efeito desprezível de retardamento pelo Nb acima de 950°C foi atribuído ao arraste de soluto, a cinética abaixo de 950°C foi atribuída a uma interação entre recristalização e a precipitação induzida por deformação do Nb(C,N).

b) O nióbio em solução antes da deformação é necessário para retardar a recristalização porque precipitados de 4 a 5 nm existentes antes da deformação não têm efeito na recristalização da austenita.

DAVENPORT, A.T., et al.,1977 [12] em seu trabalho, não verificou a ocorrência de recristalização em um aço 9ppm de Nb deformado em um único passe em temperaturas abaixo de 1000°C. A reação de precipitação do Nb(C,N) foi acompanhada semi-quantitativamente por difração de raio X de precipitados extraídos. A cinética da curva foi encontrada e o cotovelo da curva em C ocorreu aproximadamente a 980°C. Através de microscopia de transmissão de campo escuro, precipitados de Nb(C,N) foram detectados em um local que aparenta ser subcontornos de grão de uma austenita primária, coerentemente

com as pesquisas prévias que serviram para mostrar que o ancoramento por precipitados (pinning) é o mecanismo operante no atraso da recristalização da austenita.

Do que foi exposto pode-se resumir:

1- O nióbio em solução sólida antes da deformação permite um pronunciado atraso na recristalização da austenita, especialmente em baixas temperaturas no campo de fase da austenita. No entanto este efeito não ocorre se o Nb estiver precipitado na forma de Nb(C,N) antes da deformação.

2 – Quando o Nb atrasa fortemente a recristalização da austenita a precipitação induzida por deformação do Nb(C,N) é comumente observada.

3 – Os dados sugerem que o motivo do efeito retardador do Nb na recristalização da austenita seja devido ao arraste de soluto ou mecanismo de ancoramento por precipitados mas uma comprovação certa de um ou outro mecanismo ainda permanece em aberto.

Esse estudo enfoca como a deformação a quente da austenita afeta a precipitação do Nb(C,N) e como posteriormente influenciará o processo de recristalização nos aços ARBL. Em outras palavras a preocupação está na natureza da interação entre precipitação induzida por deformação e a recristalização da austenita.

3 OBJETIVOS

- Determinar T_{nr} de dois aços TRIP ao Si e Mn, microligados ao Nb com diferentes teores de Nb e Mn.
- Avaliar efeitos do tempo interpasse na condição de múltiplas deformações na T_{nr}
- Avaliar os efeitos dos teores de Nb e Mn na T_{nr} .

4 Materiais e Métodos

4.1 Materiais

Os aços utilizados apresentam as seguintes composições químicas:

Liga	C	Si	Mn	Nb
Liga D	0,2	1,5	1,0	300 ppm
Liga E	0,2	1,5	1,5	350 ppm

O aço foi produzido pelo centro de pesquisas da CSN (Companhia Siderúrgica Nacional). O material foi laminado a alta temperatura para quebrar a estrutura bruta de fundição e posteriormente foram usinados os corpos de prova por meio de torno mecânico. Nesta primeira etapa, o número de passes, a temperatura de laminação, as taxas/ deformações, e as condições de resfriamento foram determinadas inicialmente para que as estruturas de partida fossem similares.

Desta forma foram obtidos os corpos de prova para os ensaios de torção.

Os ensaios de torção a quente ocorreram com resfriamento contínuo, com diferentes tempos interpasso e múltiplos passes de deformação. Através deste ensaio é possível determinar a T_{nr} , temperatura de não recristalização e ainda a temperatura de início de transformação Austenita \rightarrow Ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$; Temperatura Ar_3).

No ensaio de torção as deformações concentram-se na periferia do corpo de prova em sua parte central.

Foi introduzido um termopar, na região próxima à extremidade do corpo de prova, com a finalidade de monitorar o perfil real de temperaturas ao qual o material fica submetido durante o ensaio.

4.2 Máquina de Torção a quente

Utilizou-se para o ensaio a máquina de tração horizontal da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar). Esta máquina possui um sistema computadorizado e o monitoramento dos esforços é realizado através de uma célula de carga. Foram definidos os seguintes parâmetros para a realização do ensaio: a deformação (ε), taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) as temperaturas inicial e final e o tempo interpasse que determina a taxa de resfriamento.

Segue abaixo o esquema de deformações sob as quais o corpo de prova fica submetido:

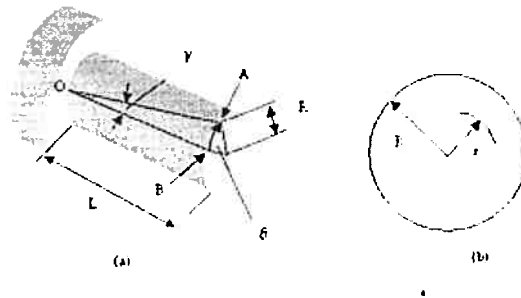


Figura 5. Parâmetros na deformação por torção (CETLIN, P.R., et al., 2001)

O ensaio de torção introduz no material deformações heterogêneas na direção radial. No entanto considerando a uniformidade da deformação ao longo do raio pode-se calculá-la através do ângulo de torção. Como abaixo:

$$\frac{\gamma}{2} = \frac{r\theta}{2L}$$

L corresponde ao comprimento entre a extremidade e a região da peça que está sendo analisada (metade do comprimento total);
r o raio da peça e

θ o ângulo de torção.

Como a tensão aplicada é uma tensão de cisalhamento, considerando o estado de deformações ($\varepsilon_1 = -\varepsilon_3$, $\varepsilon_2 = 0$), a deformação efetiva de von Mises é dada pela equação abaixo:

$$\varepsilon_e = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} = \frac{r\theta}{\sqrt{3}L}$$

O ensaio fornece curvas de torque x deformação angular que pode ser facilmente convertida em tensão deformação.

Assim a tensão equivalente é obtida através da expressão abaixo:

$$\sigma_{eq} = \frac{\Theta\sqrt{3}}{2\pi R^3}(3 + m + n)$$

onde Θ é o torque aplicado, e os parâmetros m e n são função da sensibilidade do material à taxa de deformação e ao encruamento.

Observa-se que os resultados dos ensaios estão condicionados a geometria dos corpos de prova. Logo a simetria é fundamental para que a distribuição das tensões seja uniforme. As equações acima aplicam-se a corpos de prova cilíndricos o que simplifica a análise dos resultados.

Segue abaixo o padrão dos corpos de prova utilizados. As tensões obtidas pelo equipamento estão indicam os esforços na superfície da região central do corpo de prova.

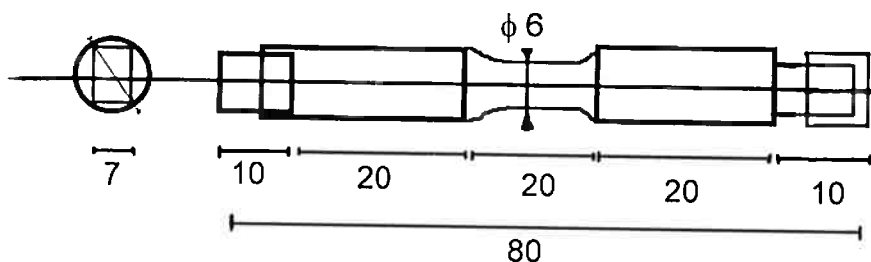


Figura 6. Geometria dos Corpos de Prova utilizados no ensaio de Torção

Foi definido um esquema de múltiplas deformações em resfriamento contínuo com o objetivo de observar os fenômenos induzidos por deformação que ocorrem durante o resfriamento.

4.3 Ensaio com múltiplas deformações em Resfriamento Contínuo

Os dados dos ensaios de múltiplas deformações em resfriamento contínuo são convertidos em curvas de tensão equivalente em função da deformação.

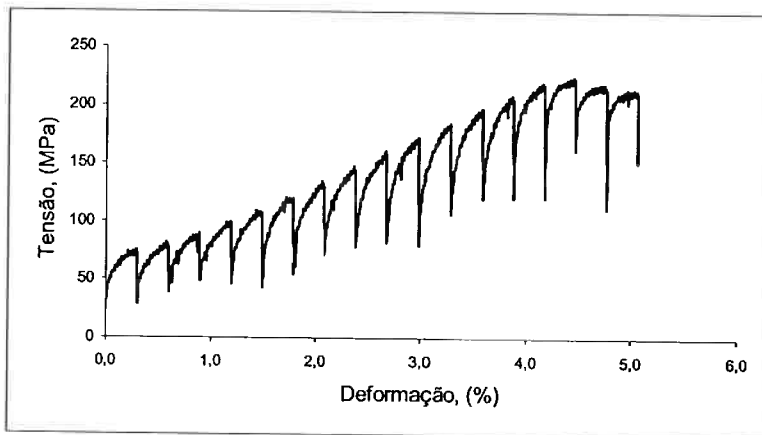


Figura 7. Dados dos ensaios de múltiplos passes

Através da área debaixo da curva chega-se a curva de tensão média equivalente pelo inverso da temperatura (uma vez que os dados obtidos estão relacionados com a temperatura em cada passe), de acordo com a seguinte relação:

$$\bar{\sigma}_{eq} = \frac{1}{\varepsilon_b - \varepsilon_a} \int_{\varepsilon_a}^{\varepsilon_b} \sigma_{eq} d\varepsilon_{eq}$$

sendo ε_b a deformação acumulada ao final do passe e ε_a a deformação acumulada no início do passe, enquanto os valores σ_{eq} e ε_{eq} correspondem ao valores calculados em cada ponto do gráfico.

Calcula-se assim a tensão média equivalente como a área sob a curva tensão equivalente em função da deformação equivalente. Como abaixo:

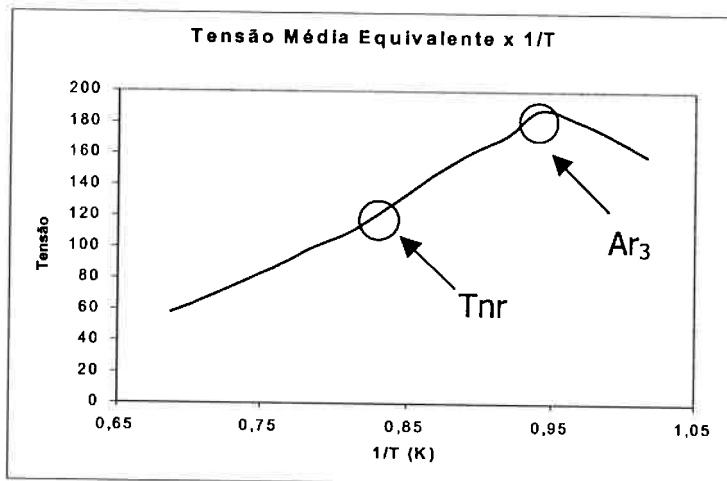


Figura 8. Gráfico Tensão Média Equivalente x 1000/T (K) indicando os pontos Tnr e Ar3

Na Figura 8 observa-se dois pontos de inflexão da curva de tensão média equivalente pelo inverso da temperatura. O mais nítido que corresponde ao menor valor de temperatura (maior 1/T) indica a temperatura Ar_3 . A concavidade é para baixo pois nesta etapa tem início a formação de ferrita (ainda não encruada e mais macia); desta forma a tensão necessária para aplicar a mesma deformação cai muito, nesta etapa ocorrem os fenômenos de recristalização dinâmica e metadinâmica em função do acúmulo de deformações gerado pela precipitação.

O outro ponto, nem sempre tão fácil de ser identificado, é a Tnr e corresponde a uma inflexão positiva em temperaturas superiores a Ar_3 . É neste ponto que tem início a formação de precipitados, o material encrua mais e passa a ocorrer um acúmulo de deformações.

5 RESULTADOS

Nos ensaios realizados foram mantidas as seguintes condições.

Geometria dos corpos de Prova.

$T_s = 1250 \text{ }^\circ\text{C}$;

$T_i = 1180 \text{ }^\circ\text{C}$; $T_f = 750 \text{ }^\circ\text{C}$

$\Delta T_{ip}(\text{interpasse}) \sim 30 \text{ }^\circ\text{C}$

ε (deformação) 0,3 em cada passe.

$\dot{\varepsilon}$ Taxa de deformação: $2,5 \text{ s}^{-1}$

Variou-se o tempo interpasse, e conseqüentemente a taxa de resfriamento interpasse. Os valores utilizados seguem abaixo tabelados:

t_{ip} (s)	10	15	30
Ψ Taxa de Resfriamento ($^\circ\text{C} / \text{s}$)	3	2	1

Apesar de terem sido programadas as temperaturas para cada passe os valores utilizados nos cálculos foram os valores registrados pelo termopar.

Verificou-se diferenças consideráveis entre o perfil de temperaturas programado e o realizado o que justificou tal metodologia de trabalho.

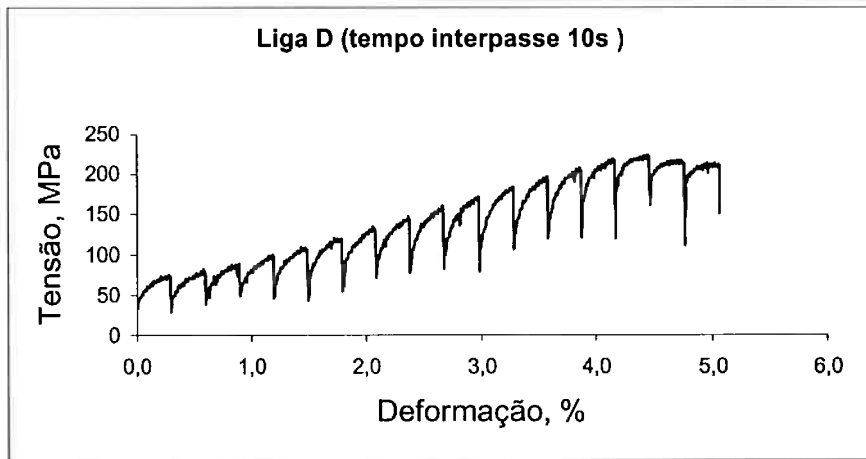


Figura 9. Liga D - Curva de Escoamento Plástico, com tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3°C/s

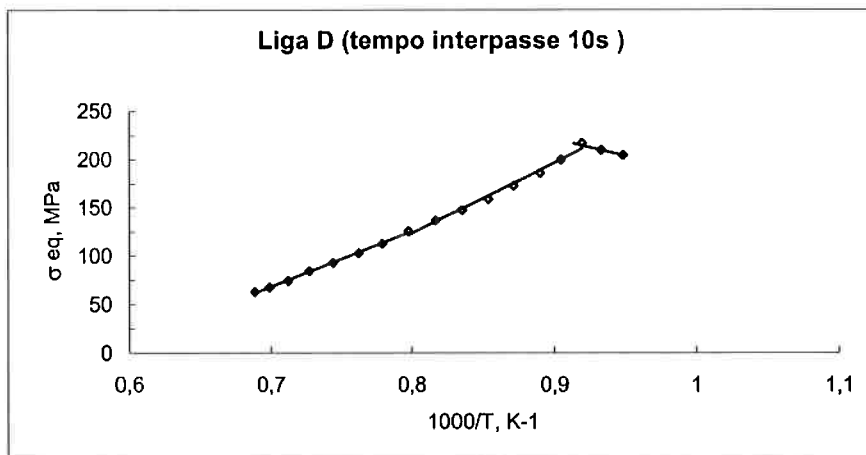


Figura 10. Liga D - Curva da Tensão Média Equivalente X 1000/T (tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3 °C/s)

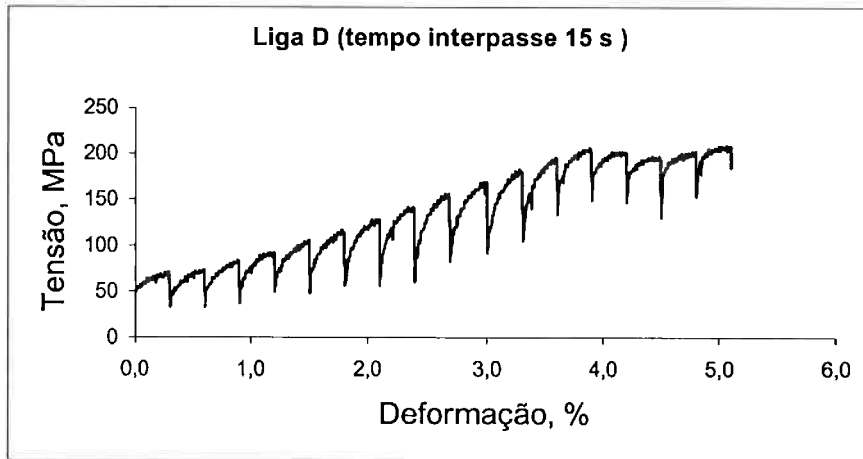


Figura 11. Liga D - Curva de Escoamento Plástico com tempo interpassado de 15s e taxa de resfriamento de 2°C/s

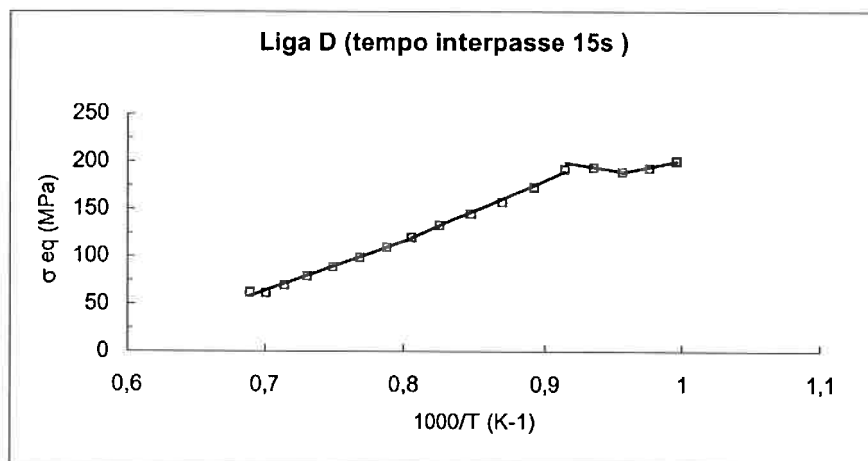


Figura 12. Liga D - Curva da Tensão Média Equivalente X 1000/T (tempo interpassado de 10s e taxa de resfriamento de 3 °C/s).

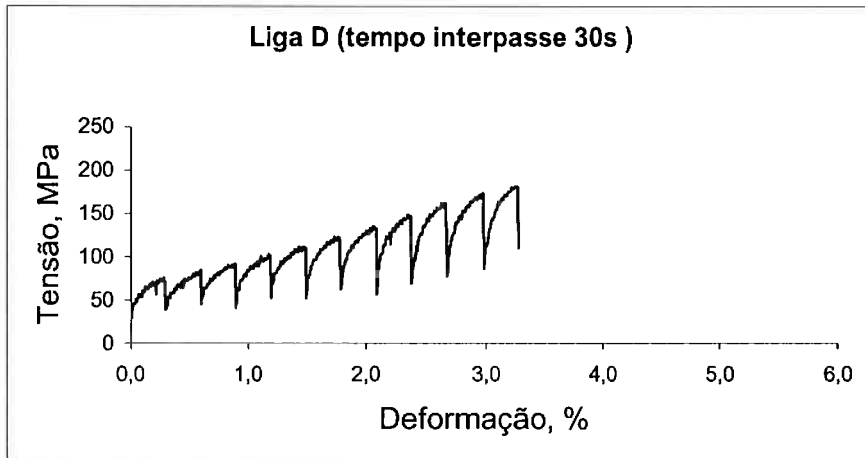


Figura 13. Liga D - Curva de Escoamento Plástico com tempo interpasse de 30s e taxa de resfriamento de 1°C/s

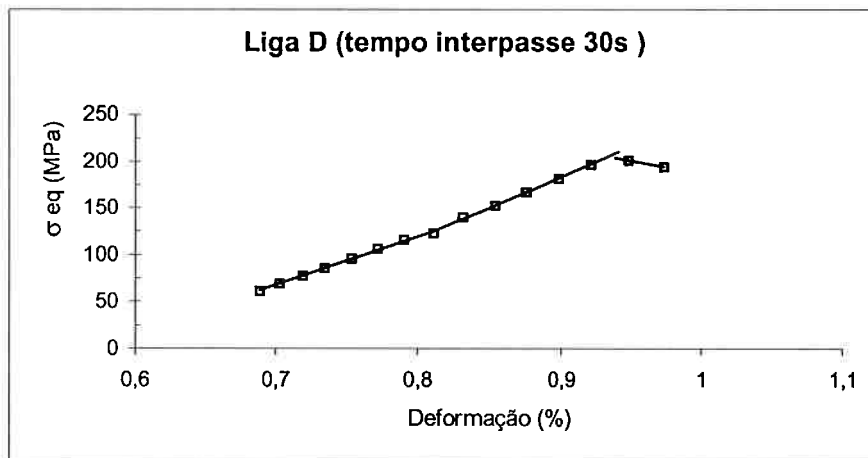


Figura 14. Liga D - Curva da Tensão Média Equivalente X 1000/T (tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3 °C/s).

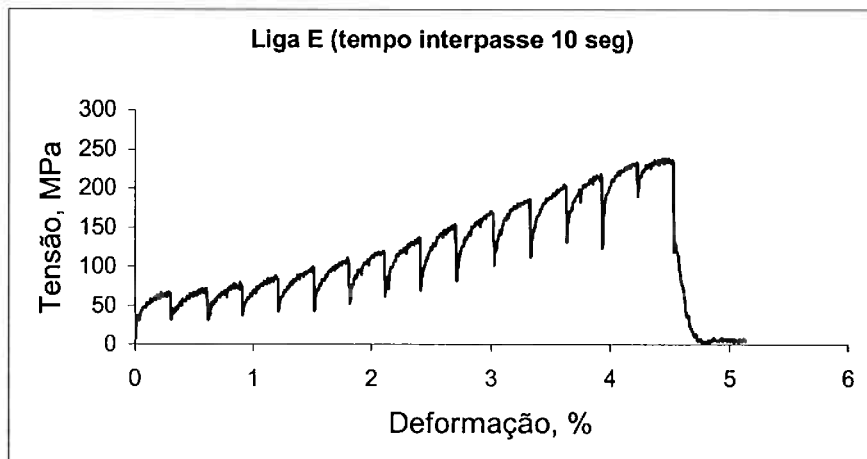


Figura 15. Liga E - Curva de Escoamento Plástico com tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3°C/s

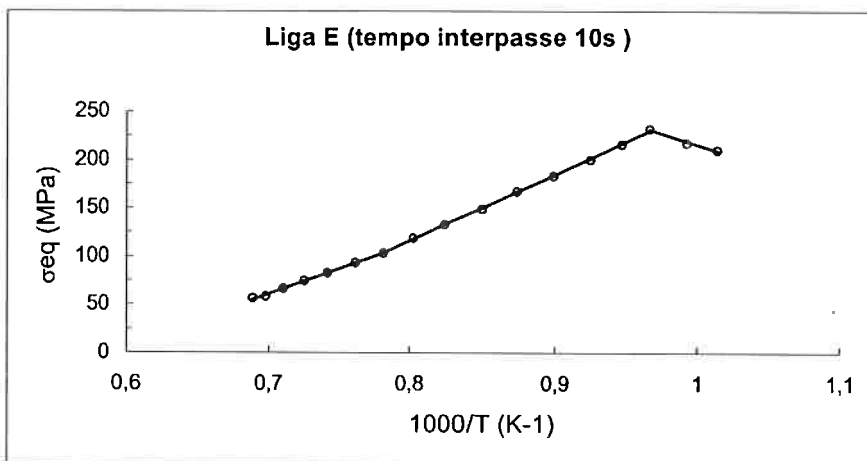


Figura 16. Liga E - Curva da Tensão Média Equivalente X 1000/T (tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3 °C/s).

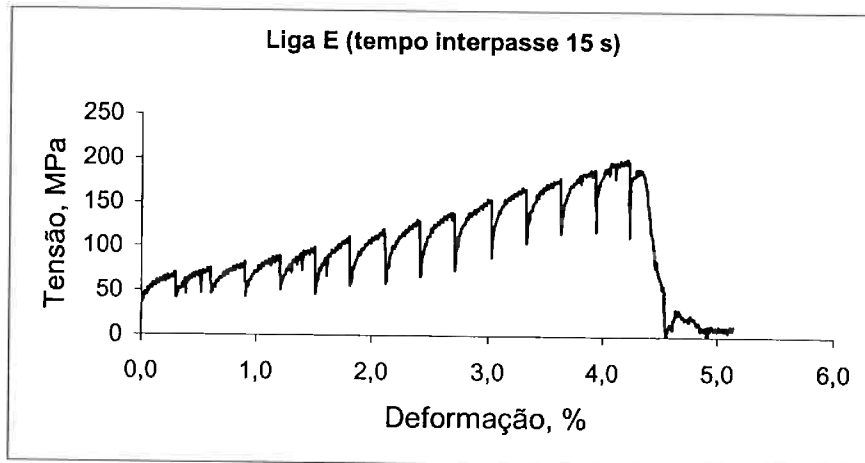


Figura 17. Liga E - Curva de Escoamento Plástico com tempo interpasse de 15s e taxa de resfriamento de 2°C/s

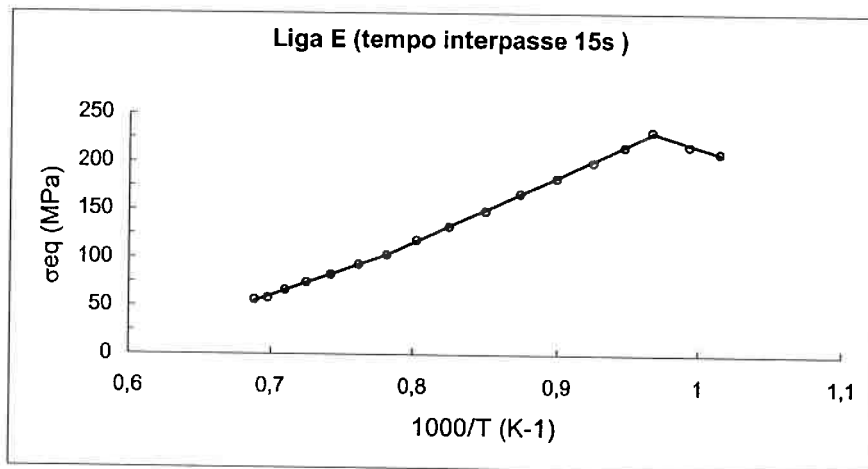


Figura 18. Liga E - Curva da Tensão Média Equivalente X 1000/T (tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3 °C/s).

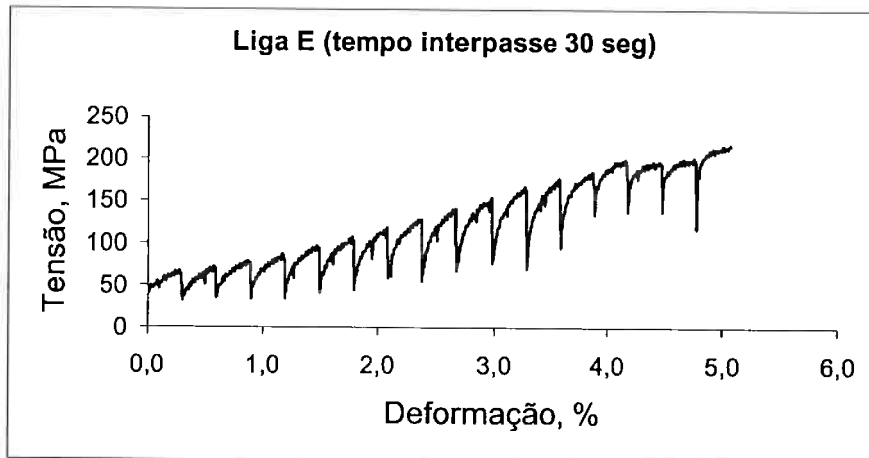


Figura 19. Liga E - Cuva de Escoamento Plástico com tempo interpasse de 30s e taxa de resfriamento de 1°C/s

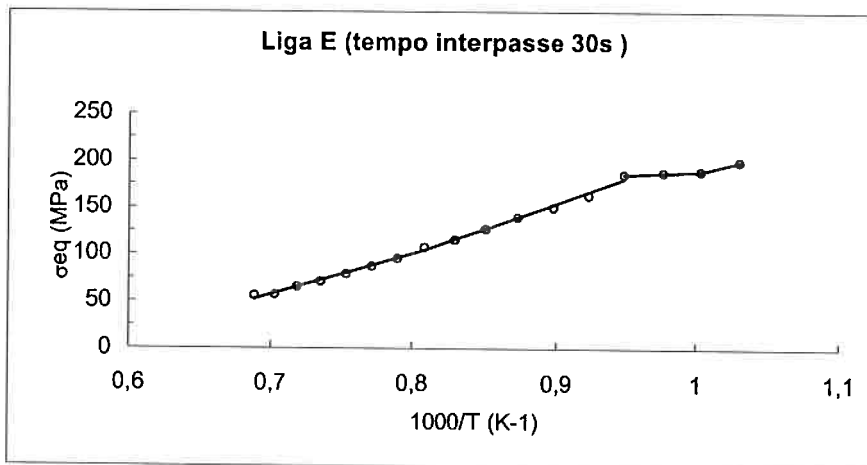


Figura 20. Liga E - Curva da Tensão Média Equivalente X 1000/T (tempo interpasse de 10s e taxa de resfriamento de 3 °C/s).

6 Discussão

Com o objetivo de identificar a T_{nr} e a influência de parâmetros como tempo interpasse e elementos de liga em seus valores foram realizados ensaios de torção com múltiplos passes em resfriamento. Foram programados 17 passes, no entanto em alguns casos o ensaio foi interrompido antes pela ruptura dos corpos de prova.

Através dos gráficos acima pode-se observar as duas diferentes inclinações da curva de tensão média equivalente pelo inverso da temperatura no campo austenítico. Na primeira região, para maiores temperaturas, (portanto menor $1/T$) verifica-se maior efeito da recristalização e consequentemente menor coeficiente de encruamento. Na segunda região, em temperaturas menores que a de não recristalização (T_{nr}), observa-se o acúmulo de deformação. Esta acúmulo relativo de deformação é observado através do maior aumento da tensão média equivalente para as mesmas variações de temperatura, ou seja o aumento do coeficiente de encruamento.

A tabela abaixo sintetiza os valores obtidos para a T_{nr} e Ar_3 nas condições estudadas.

Liga/Tempo Interpasse X Ar_3 e T_{nr}			
Liga	Tempo Interpasse	T_{nr}	Ar_3
D	10	984	810
D	15	976	808
D	30	955	796
<i>E</i>	<i>10</i>	<i>1007</i>	<i>761</i>
<i>E</i>	<i>15</i>	<i>983</i>	<i>761</i>
<i>E</i>	<i>30</i>	<i>970</i>	<i>760</i>

Através de regressão linear foram definidas as equações das retas para os trechos das curvas. O valor da T_{nr} acima foi obtido igualando-se as regressões lineares obtidas. O valor de Ar_3 também foi determinado pela intersecção de duas retas resultado de regressão linear.

É importante observar que em todos os casos o coeficiente de correlação (R) das retas foram muito próximos de um o que indica que as regressões ajustaram muito bem os pontos obtidos experimentalmente.

Estes resultados podem ser apresentados graficamente como segue abaixo:

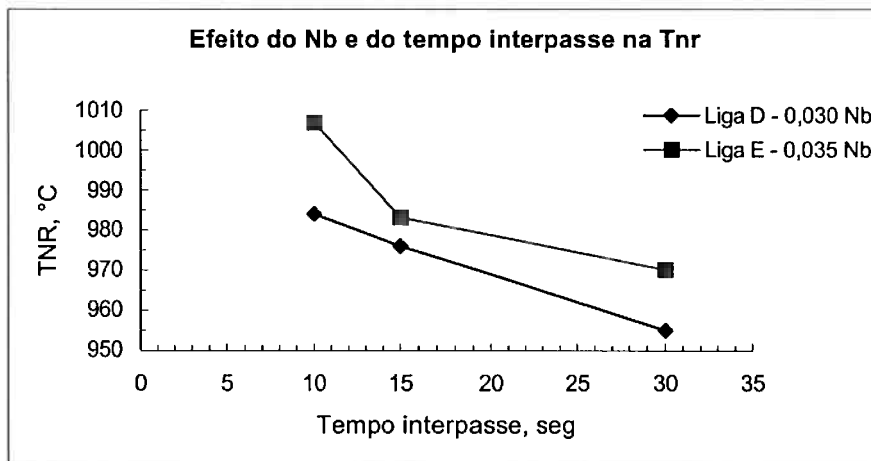


Figura 21. Efeito do Nb e do tempo Interpasse na Tnr

Observa-se nitidamente o resultado do tempo interpasse sob a Tnr. Quanto menor o intervalo entre as deformações, menor o efeito da recristalização estática, portanto maior a energia de deformação acumulada no material o que pode ser comprovado pelo coeficiente angular do primeiro trecho da curva que é maior para valores menores de tempo interpasse.

Verificou-se que menores tempos interpasse implicam em maior coeficiente de encruamento.

O aumento da energia acumulada favorece tanto a nucleação de novos grãos como também a nucleação de precipitados, uma vez que o material absorve tal energia na forma de discordâncias e bandas de deformação e estes são sítios que favorecem a nucleação.

Outra consideração importante está relacionada ao efeito do aumento do teor de Nb sobre a T_{nr} . Considerando as equações de solubilização apresentadas anteriormente é evidente que o aumento no teor de Nb represente um aumento na temperatura de solubilização e portanto representa o início da precipitação em temperaturas mais elevadas. Considerando a relação entre precipitação e recristalização, observada nos diagramas RPTT, verifica-se que o incremento no teor de Nb implica na elevação da T_{nr} .

O nióbio, no entanto, possui pouco efeito sobre a temperatura Ar_3 , uma vez que, em baixos teores, este praticamente não afeta a estabilidade da austenita. No entanto foram observadas diferenças significativa nas temperaturas Ar_3 como segue abaixo:

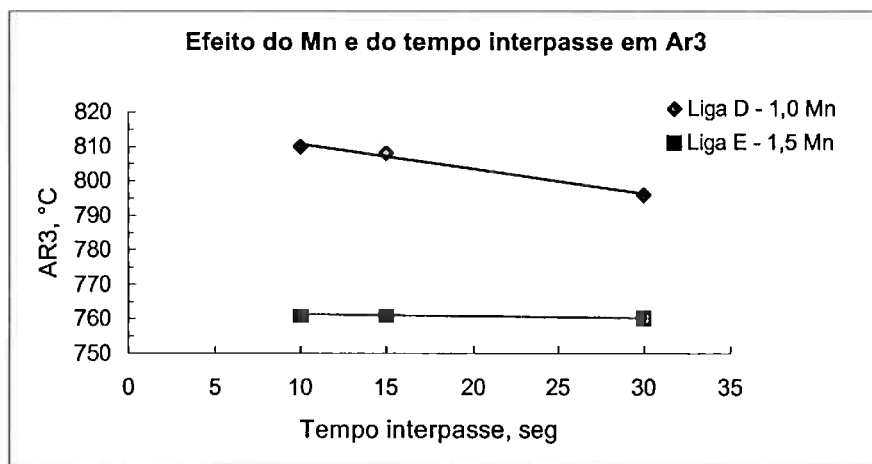


Figura 22. Efeito do Mn e do tempo interpasse na temperatura Ar_3 .

A redução observada na temperatura Ar_3 deve-se ao conhecido efeito do Mn como estabilizador da austenita. Observa-se também um efeito discreto do tempo interpasse (principalmente na liga D) que neste caso está relacionado diretamente à taxa de resfriamento que por sua vez está associada aos fenômenos de difusão. Assim, com o resfriamento mais rápido (menor tempo interpasse) o tempo disponível para ocorrer a difusão do Mn também é menor e conseqüentemente o efeito estabilizador da austenita é menos pronunciado.

Entre a T_{nr} e a temperatura Ar_3 verifica-se o acúmulo de energia de deformação como consequência da precipitação. Pode-se calcular a energia acumulada neste intervalo como sendo a área entre o prolongamento da curva para temperaturas superiores a T_{nr} e a reta entre a T_{nr} e Ar_3 .

Em cada instante a energia acumulada é definida pela diferença entre as curvas como ilustrado abaixo:

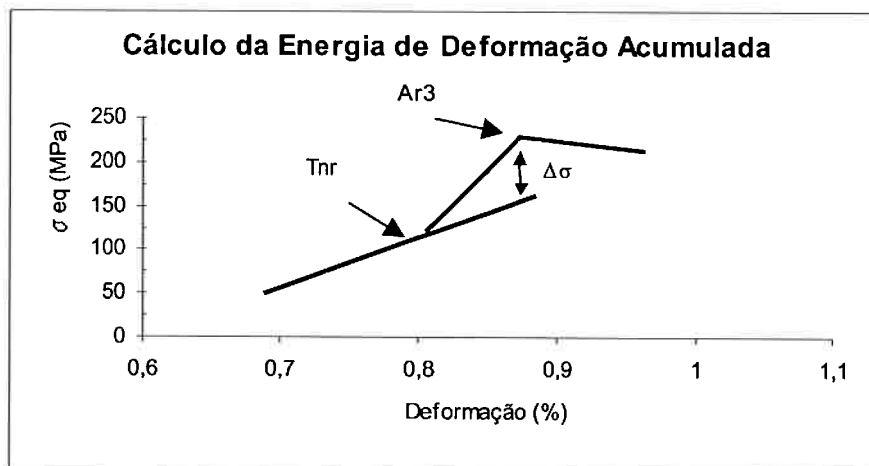


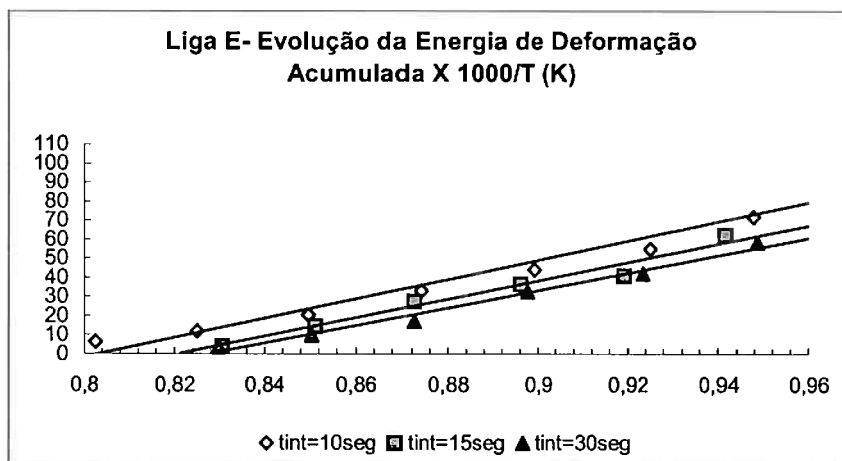
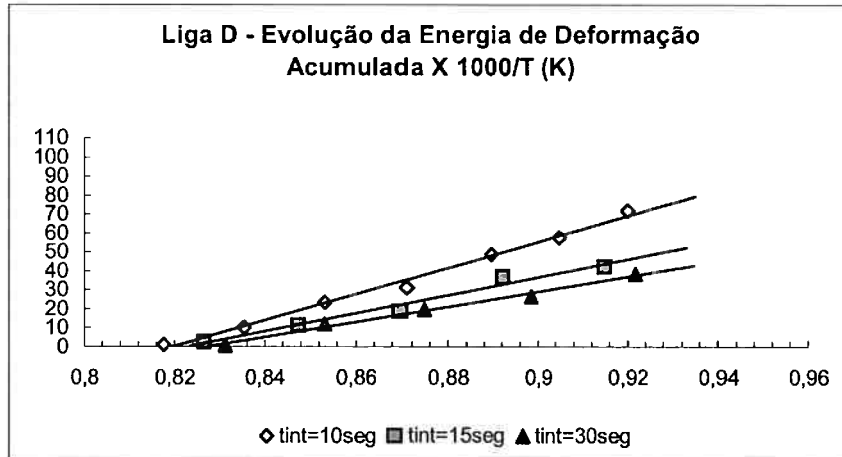
Figura 23. Gráfico Tensão Equivalente Média X Deformação – Indicando a energia de deformação acumulada

Este parâmetro é fundamental para verificar o quão importante é a ocorrência da precipitação e seu efeito sob a recristalização. A Energia de Deformação Acumulada representa ainda o potencial que posteriormente contribuirá para a nucleação de grãos de ferrita mais finos.

Assim a energia de deformação acumulada pode ser calculada como equacionado abaixo:

$$G = \frac{2}{3} \varepsilon * (\sigma_r - \sigma_t)$$

Assim foram calculadas as energias de deformação acumuladas para as ligas e condições de tratamento termo-mecânico estudadas. Como segue abaixo:



Observa-se que a EDA aumenta para menores tempos interpassagem, este resultado é coerente pois resulta de menores tempos para a ocorrência da recristalização estática.

Considerando a energia total acumulada os valores podem ser observados graficamente como segue abaixo:

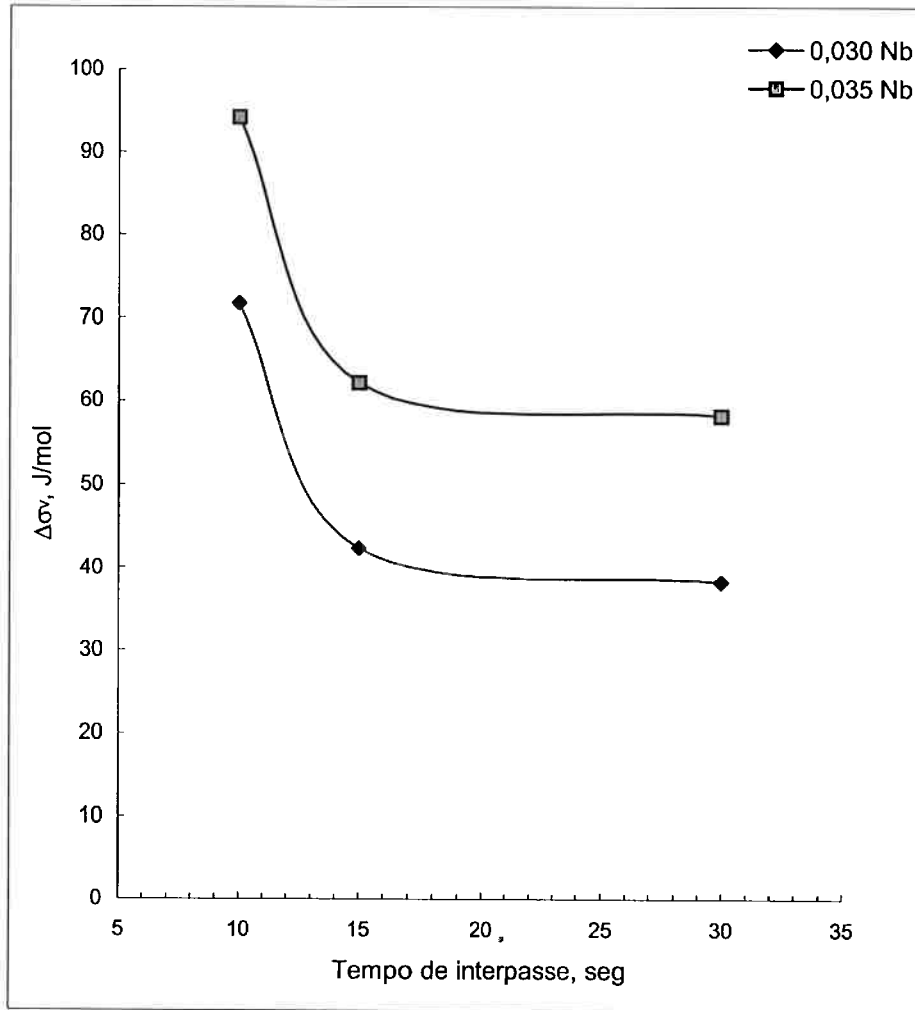


Figura 24. Energia de Deformação Acumulada X tempo interpasse em função da composição do aço

Observa-se que o tempo interpasse tem influência significativa nos resultados. Deve-se considerar ainda que o aço que possui maior teor de Nb possui mais Mn também, logo o campo entre T_{nr} e Ar_3 é também maior o que possibilita acúmulo maior de energia.

7 Conclusões

Observou-se que o aumento do teor de Nb eleva a T_{nr} e que o Mn reduz a temperatura A_{r3} . Assim estes dois efeitos associados possibilitam o aumento do campo entre a T_{nr} e A_{r3} . Considerando a Laminação controlada e o objetivo de determinar um tratamento termomecânico para as ligas estudadas este aumento do campo de não recristalização permite a definição de um esquema de laminação onde é possível realizar um número maior de passes entre A_{r3} e T_{nr} . Considerando a Energia de Deformação Acumulada aplicar deformações nesta região significa promover o aumento do potencial para a nucleação de grãos ferríticos. Logo é possível obter considerável refino de grão através da definição de um esquema de laminação que considere tais resultados.

8 Bibliografia

- [1] THYSSENKRUPPSTAHL "Mechanical Properties of Multiphase steels" 1999.
- [2] XAVIER, M.D. "Estudo da deformação a quente de aços microligados ao Nb, V, Ti através de ensaios de torção" 1990.
- [3] HANSEN, S.S.; VANDER SANDE, J.B. and COHEN, M. "Niobium Carbonitride precipitation and Austenite Recrystallization in Hot-Rolled Microalloyed Steels" Metallurgical Transactions v11 1980.
- [4] LUTON, M.J.; DORVEL, R.; and PETKOVIC, R.A. "Interaction between deformation, Recrystallization and Precipitation in Niobium Steels" Metallurgical Transactions A v.11 1980.
- [5] WEISS, I. and JONAS, J.J. "Dynamic precipitation and Coarsening of Niobium Carbonitrides During the Hot Compression of HSLA Steels" Metallurgical Transactions A v.11 1980.
- [6] WEISS, I. and JONAS, J.J. "Interaction Between Recrystallization and Precipitation During the high Temperature Deformation of HSLA Steels" Metallurgical Transaction A v.10 1979.
- [7] CETLIN, P.R.; AGUILAR, M.T. "Heterogeneidades de deformação: uma visão macroscópica" Textura e relações de orientação EPUSP 2001.
- [8] Siciliano Júnior, F. "Recuperação e recristalização durante a deformação a quente" Textura e relações de orientação EPUSP 2001.
- [9] LOURENÇO, J.N. e BALANCIN, O. "Estudo da deformação de um aço microligado ao vanádio na região de transição de fase" São Carlos 2000.
- [10] LEBON, A.; VERNIS, J.R. and ROSSARD, C.: Metallurgical Society v9 p.36, 1975.
- [11] WATANABE, H.; SMITH, Y.E.; and PEHLKE, R.D. "The hot Deformation of Austenite" The Metallurgical Society, New York, 1977.
- [12] DAVENPORT, A.T.; MINER, R.E.; and KOT, R.A. "The Hot Deformation of Austenite" The Metallurgical Society, New York, 1977.