

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**SIMULAÇÃO NUMÉRICA DE LAMINAÇÃO DA LIGA PARA IMPLANTES
CIRÚRGICOS ASTM F138**

Douglas Strini Magro

São Carlos
2009

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**SIMULÇÃO NUMÉRICA DE LAMINAÇÃO DA LIGA PARA IMPLANTES
CIRÚRGICOS ASTM F138**

Douglas Strini Magro

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em Ciência
e Engenharia de Materiais como requisito
parcial à obtenção do título de MESTRE
EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Oscar Balancin

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

M212sn

Magro, Douglas Strini.

Simulação numérica de laminação da liga para implantes cirúrgicos ASTM F138 / Douglas Strini Magro. -- São Carlos : UFSCar, 2010.

79 f.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2010.

1. Conformação de metais. 2. Simulação numérica. 3. Implantes artificiais. 4. Normas técnicas. I. Título.

CDD: 671.3 (20ª)

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
DOUGLAS STRINI MAGRO
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 26 DE FEVEREIRO DE 2010

BANCA EXAMINADORA:



DR. OSCAR BALANCIN
ORIENTADOR

PPGCEM / DEMa / UFSCar



DR. ALBERTO MOREIRA JORGE JUNIOR
PPGCEM / DEMa / UFSCar



DR. VALDEMAR SILVA LEAL
IFMA

DEDICATÓRIA

Aos meus familiares e aos meus amigos.

VITAE DO CANDIDATO

Graduado em Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de São
Carlos (2006)

AGRADECIMENTOS

À minha família, meus pais Antonio Celso e Edna, meu irmão Estevão e minha namorada Paloma, pelo amor e incentivo

Ao professor e orientador Oscar Balancin pela orientação, paciência e apoio que foram de fundamental importância para a execução deste mestrado.

Aos amigos Roberto Tibúrcio, Eduardo Netto de Souza, David Jarreta, Alexandre Sokolowski, Sérgio Funayama, Rômulo Fernandes Moreno e Carlos Batista de Aguiar Rosa pela orientação e ajuda na realização de todo o trabalho.

Aos colegas de trabalho, José Roberto, Magno, Ângela, Bill, Nei, Guilherme, Jefferson e Wagner e a todos os amigos do Departamento de Laminados, pelos momentos compartilhados e por todo apoio necessário a realização desta dissertação.

Aos engenheiros Marcos de Brito Orsini, Alceu Ferraz da Costa Neto e Edmir Ranzani pelo incentivo a realização deste trabalho.

A todos os companheiros da Villares Metals S.A. que me ajudaram direta e indiretamente na realização deste trabalho

A todos os professores do Departamento de Engenharia de Materiais de São Carlos, que me deram toda a base de conhecimento para que este trabalho fosse possível.

E aos coordenadores do PPGCEM, em especial ao Prof. Tomaz Ishikawa por toda ajuda dada durante o programa de mestrado.

RESUMO

O processo de laminação a quente é um dos processos utilizados para a fabricação de matéria-prima utilizada em peças de implantes cirúrgicos. A laminação a quente tem sido objeto de muitos estudos e o conhecimento sobre este processo parece ser bem consolidado. Todavia este processo requer o controle de muitos parâmetros, como a geometria dos tarugos e dos cilindros de laminação, a relação entre os cilindros e o tarugo, a temperatura e velocidade de laminação, plano de passes, redução total de laminação, capacidade máxima do equipamento, entre outros. O mais importante do processo acaba se tornando a qualidade final do material produzido, pois todos os parâmetros descritos acima variam, e estas variações não podem impactar negativamente na qualidade do produto final. Assim o ideal seria que todos os parâmetros de processo fossem bem conhecidos e controlados. O objetivo deste trabalho foi analisar como parâmetros do processo de laminação tais como temperatura, deformação, taxa de deformação e tensão aplicada variam durante a laminação de um tarugo da liga ASTM F138 utilizando um software comercial, desenvolvido para análises de processo de conformação com base nos métodos dos elementos finitos. Foram simulados dois passes de laminação semelhantes aos que ocorrem em um processo real, sendo o primeiro passe quadrado-oval e outro oval-redondo. Foi analisada a variação dos parâmetros ao longo do tarugo durante a laminação. Os resultados mostraram que a simulação numérica foi eficiente em avaliar os parâmetros investigados, pois os resultados obtidos são semelhantes aos encontrados em um processo real de laminação. Estes dados encontrados com a ajuda de um software de simulação servirão como base de estudos para análise de defeitos e também da melhoria contínua de processo.

ABSTRACT

NUMERICAL SIMULATION OF HOT ROLLING PROCESSING OF ASTM F138 ALLOY FOR SURGICAL IMPLANTS

The hot rolling process is a kind of industrial method used in raw material manufacturing for surgical implant pieces. The hot rolling processing has been the subject of many studies and the knowledge of this process is very well established. However, this process requires the control of several parameters such as the geometry of billets and rolling rolls, the initial and finishing deformation temperatures and strain rates, pass schedule, total reduction of rolling process and the capacity of the equipment. The most important feature of the metallurgical processing is the final quality of the produced material, since all parameters described above act upon processing and they can change the material behavior. Therefore, the best would be that all the process parameters were well known and controlled. The aim of this work was to analyze how the rolling processing parameters like temperature, deformation, strain rate and stress level vary during hot rolling of an ASTM F138 alloy billets. This analysis was conducted using a commercial software based on finite elements methods developed for hot work processing simulation. The processing data were attained from an industrial plant and two similar passes of a hot rolling schedule were simulated. The first pass promoted the change of a billet from a square geometry to an oval shape and the second from oval to round shape. The evolution and distribution of strain, strain rate, temperature and stress throughout the billets during hot rolling were determined and analyzed. The results showed that the numerical simulation was efficient to describe parameter evaluations, since the results are similar to those observed in a real rolling processing. The achieved results can be used as a data base for analysis of defects and failures upon processing and also to progressive improvement of the industrial processing.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	III
RESUMO	V
ABSTRACT	VII
SUMÁRIO	IX
ÍNDICE DE TABELAS	XI
ÍNDICE DE FIGURAS	XIII
SÍMBOLOS E ABREVIações	XVII
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	1
1.2 MOTIVAÇÃO	3
2. REVISÃO DA LITERATURA	5
2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS	5
2.2 LIGA ASTM F138	7
2.2.2 Propriedades Mecânicas.....	8
2.3 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DO AÇO F138.....	9
2.3.1 Processo de elaboração	9
2.3.2 Reaquecimento para conformação a quente	13
2.3.3 Desbaste	14
2.3.4 Laminador Acabador.....	15
2.4 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO E DE AMACIAMENTO QUE ATUAM DURANTE A DEFORMAÇÃO A QUENTE.	16
2.4.1 Encruamento.....	17
2.4.2 Amaciamento durante a deformação	19
2.4.2.1 Recuperação Dinâmica.....	20
2.4.2.2 Recristalização Dinâmica.....	21
2.4.2.2.1 Nucleação em Recristalização Dinâmica.....	23
2.4.2.2.3 Recristalização Metadinâmica.....	24
2.5 EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DURANTE UMA SEQÜÊNCIA DE PASSES.....	25
3. MATERIAIS E MÉTODO	29
3.1 MATERIAL	29
3.2 MÉTODO.....	29
3.2.1 Caracterização do processo Industrial	29
3.2.2 DEFORM TM 3D	34
3.3 REALIZANDO A SIMULAÇÃO.....	41
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	53

4.1 VARIAÇÃO DA DEFORMAÇÃO APLICADA.....	53
4.2 Variação da taxa de deformação.....	57
4.3 VARIAÇÃO DA TEMPERATURA	59
4.4 VARIAÇÃO DA TENSÃO APLICADA	64
4.5 DEPENDÊNCIA DA TENSÃO APLICADA E DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL COM AS CONDIÇÕES DE DEFORMAÇÃO.....	67
5. CONCLUSÕES	71
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	73
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	75

ÍNDICE DE TABELAS

TABELA 2.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA ASTM F138.....	7
TABELA 2.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA.....	9
TABELA 3.1 PARÂMETROS DE SIMULAÇÃO INDUSTRIAL	31
TABELA 3.2 DADOS NECESSÁRIOS PARA SIMULAÇÃO NUMÉRICA.....	31
TABELA 3.3 DADOS TABELADOS DO INTERVALO ENTRE AS DUAS LAMINAÇÕES	34

ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 2.1 AÇO INOXIDÁVEL 304 SENSITIZADO REVELANDO UM ATAQUE INTERGRANULAR 100×	8
FIGURA 2.2 ESQUEMA INDICANDO A SOLIDIFICAÇÃO DE UM LINGOTE CONVENCIONAL E DE UM LINGOTE REFUNDIDO. PARA O MESMO TAMANHO, A QUANTIDADE DE METAL LÍQUIDO A CADA MOMENTO É MUITO MENOR NO LINGOTE REFUNDIDO, RESULTANDO EM UMA ESTRUTURA MAIS HOMOGÊNEA	10
FIGURA 2.3 COMPARAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS DA MESMA LIGA ELABORADA APENAS POR ACIARIA CONVENCIONAL E A OUTRA VIA REFUSÃO ESR	11
FIGURA 2.4 MICROESTRUTURA DO MATERIAL REFUNDIDO.....	12
FIGURA 2.5 MICROESTRUTURA DO MATERIAL SEM REFUSÃO	12
FIGURA 2.6 MICROESTRUTURA DO MATERIAL REFUNDIDO E COM HOMOGENEIZAÇÃO. 13	
FIGURA 2.7 MICROESTRUTURA DO MATERIAL ELABORADO APENAS POR ACIARIA CONVENCIONAL	13
FIGURA 2.8 - EXEMPLO DE CANAIS DE LAMINAÇÃO OVAL-REDONDO	16
FIGURA 2.9 ARRANJO PLANO DE DISCORDÂNCIAS HOMOGENEAMENTE DISTRIBUÍDAS EM GRÃO ENCRUADO (BAIXA EFE)	18
FIGURA 2.10 ARRANJO CELULAR ESQUEMÁTICO EM GRÃO ENCRUADO (ALTA EFE) ...	19
FIGURA 2.11 CURVA TENSÃO-DEFORMAÇÃO A QUENTE COM OCORRÊNCIA SOMENTE DE RECUPERAÇÃO DINÂMICA. O PATAMAR NO NÍVEL DE TENSÃO SIGNIFICA QUE O SISTEMA SE ENCONTRA NO ESTADO ESTACIONÁRIO	20
FIGURA 2.12 ALTERAÇÕES MICROESTRUTURAIS DURANTE A RECUPERAÇÃO DINÂMICA (A) MICROESTRUTURA INICIAL; (B) MICROESTRUTURA APÓS DEFORMAÇÃO (C) MICROESTRUTURA APÓS SEGUNDA DEFORMAÇÃO	21
FIGURA 2.13 CURVAS ESQUEMÁTICAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO MOSTRANDO A OCORRÊNCIA DE ENCRUAMENTO, RECUPERAÇÃO DINÂMICA E RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA	22
FIGURA 2.14 RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA DURANTE A DEFORMAÇÃO A QUENTE MOSTRADA NA CURVA σ X ϵ ESQUEMÁTICA. (A) ALTA TAXA DE DEFORMAÇÃO; (B) BAIXA TAXA DE DEFORMAÇÃO.	22

FIGURA 2.15 MECANISMO DE NUCLEAÇÃO COM A FORMAÇÃO DE COLARES: (A) GRÃO ORIGINAL; (B) PRIMEIRA ETAPA OCORRENDO JUNTO AOS CONTORNOS DE GRÃO, QUANDO A DEFORMAÇÃO É SUPERADA; (C) SEGUNDA ETAPA OCORRENDO JUNTO AOS GRÃOS RECRISTALIZADOS DINAMICAMENTE; (D) TERCEIRA ETAPA QUE É A CONTINUAÇÃO DA SEGUNDA; (E) QUARTA ETAPA QUE CORRESPONDE AO ESTADO ESTACIONÁRIO.	23
FIGURA 2.16 REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA EVOLUÇÃO DA RECRISTALIZAÇÃO METADINÂMICA DURANTE A LAMINAÇÃO A QUENTE. OS GRÃOS SÃO REPRESENTADOS NA FIGURA EM “ESCALA MACROSCÓPICA”	25
FIGURA 2.17 REPRESENTAÇÃO DE UMA UPT UTILIZADA PARA DESCREVER A EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DURANTE SEQÜÊNCIAS DE PASSES.....	26
FIGURA 3.1 DESENHO DOS ROLOS DA PRIMEIRA CADEIRA	30
FIGURA 3.2 DESENHO DOS ROLOS DA SEGUNDA CADEIRA	30
FIGURA 3.3 REPRESENTAÇÃO DE UM LAMINADOR IDENTIFICANDO RAIOS E LUZ DO CILINDRO.....	32
FIGURA 3.4 RELACIONAMENTO ENTRE OS MÓDULOS DO DEFORM.....	35
FIGURA 3.5 TELA DO DEFORM COM OS PARÂMETROS DE ENTRADA PARA AS SIMULAÇÕES.....	36
FIGURA 3.6 DEFINIÇÃO DA GEOMETRIA DOS ROLOS DE LAMINAÇÃO DO PRIMEIRO PASSE (CADEIRA 1).....	38
FIGURA 3.7 DEFINIÇÃO DA GEOMETRIA DOS ROLOS DE LAMINAÇÃO DO SEGUNDO PASSE (CADEIRA 2).....	38
FIGURA 3.8 REPRODUÇÃO DO TARUGO A SER LAMINADO	39
FIGURA 3.9 ACESSO AO BANCO DE DADOS DO DEFORMTM3D	41
FIGURA 3.10 DIMENSÕES DOS ROLOS DE LAMINAÇÃO.....	42
FIGURA 3.11 GEOMETRIA DOS TARUGOS A SEREM LAMINADOS.....	43
FIGURA 3.12 TELA DE CONTROLE DA SIMULAÇÃO	44
FIGURA 3.13 IMPORTAÇÃO DOS ROLOS	45
FIGURA 3.14 TARUGO A SER LAMINADO.....	46
FIGURA 3.15 CURVA DE ESCOAMENTO DA LIGA 316L NO BANCO DE DADOS DO DEFORM	48
FIGURA 3.16 MÓDULO DE VELOCIDADE DOS CILINDROS	49
FIGURA 3.17 PLANO DE SIMETRIA	49

FIGURA 3.18 CONSERVAÇÃO DE VOLUME.....	50
FIGURA 3.19 ANÁLISE DE DADOS PELO SOFTWARE	51
FIGURA 4.1 REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA IMPOSTA AO MATERIAL DURANTE O PRIMEIRO PASSE DE LAMINAÇÃO... 54	
FIGURA 4.2 DISTRIBUIÇÃO DE DEFORMAÇÃO NA SEÇÃO TRANSVERSAL DA BARRA PARA A DEFORMAÇÃO APLICADA NA CADEIRA 1	55
FIGURA 4.3 REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA IMPOSTA AO MATERIAL NO SEGUNDA PASSE DE LAMINAÇÃO.	56
FIGURA 4.4 VARIAÇÃO AO LONGO DA SEÇÃO TRANSVERSAL DA BARRA DA DEFORMAÇÃO APLICADA NA CADEIRA 2	57
FIGURA 4.5 TAXA DE DEFORMAÇÃO APLICADA NA PRIMEIRA CADEIRA.....	58
FIGURA 4.6 TAXA DE DEFORMAÇÃO APLICADA NA SEGUNDA CADEIRA	58
FIGURA 4.7 REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA EVOLUÇÃO TÉRMICA SOFRIDA PELO MATERIAL DURANTE O PRIMEIRO PASSE DE LAMINAÇÃO A QUENTE	59
FIGURA 4.8 GRADIENTE DE TEMPERATURA DA BARRA DURANTE SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE LAMINAÇÃO NA PRIMEIRA CADEIRA	60
FIGURA 4.9 REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA SIMULAÇÃO NUMÉRICA POR DEFORM 3D® DA EVOLUÇÃO TÉRMICA SOFRIDA PELO MATERIAL IMEDIATAMENTE APÓS O TÉRMINO DO PRIMEIRO PASSE (CADEIRA 1) DE LAMINAÇÃO A QUENTE.....	61
FIGURA 4.10 REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA EVOLUÇÃO TÉRMICA SOFRIDA PELO MATERIAL EXPOSTO AO AR ATMOSFÉRICO POR 4 SEGUNDOS APÓS O TÉRMINO DO PRIMEIRO PASSE DE LAMINAÇÃO A QUENTE	62
FIGURA 4.11 REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA EVOLUÇÃO TÉRMICA SOFRIDA PELO MATERIAL DURANTE O SEGUNDO PASSE DE LAMINAÇÃO	63
FIGURA 4.12 GRADIENTE DE TEMPERATURA DA BARRA DURANTE SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE LAMINAÇÃO NA SEGUNDA CADEIRA	64
FIGURA 4.13 VARIAÇÃO DA TENSÃO APLICADA NA PRIMEIRA CADEIRA	65
FIGURA 4.14 VARIAÇÃO DA TENSÃO APLICADA NA SEÇÃO TRANSVERSAL DO TARUGO LAMINADO NA PRIMEIRA CADEIRA.....	65
FIGURA 4.15 VARIAÇÃO DA TENSÃO APLICADA NA SEGUNDA CADEIRA.....	66

FIGURA 4.16 VARIAÇÃO DA TENSÃO APLICADA NA SEÇÃO TRANSVERSAL DO TARUGO
LAMINADO NA PRIMEIRA CADEIRA 67

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

ASTM – American Society dot Testing and Materials

PRE – Pitting Resistance Equivalent

VOD – Vacuum Oxygen Degassing

ESR – Eletro Slag Remelting

ΔU – Variação da Energia Interna

ΔS – Variação da Entropia

T – Temperatura

ΔF – Energia Livre

EFE – Energia de Falha de Empilhamento

UPT – Unidade de Processamento Termomecânico

X – Fração Recristalizada

t – tempo

t_{0,5} – tempo necessário para que ocorra 50% de recristalização

d₀ – Tamanho de grão inicial

R – Constante universal dos Gases

d_{rex} – tamanho de grão recristalizado dinamicamente

Z – parâmetro de Zener – Holloman

ϵ° – Taxa de Deformação

Q – Energia de Ativação

d – Tamanho de grão final

A – Constante do material

Δh – Luz dos cilindros

ϵ_v – deformação verdadeira

$\delta\epsilon / \delta t$ – Taxa de deformação

Δt – intervalo entre passes

Δs – espaço entre as cadeiras

fs – Tensão de cisalhamento

m – fator de cisalhamento de atrito

K – Tensão de escoamento do material em deformação

σ – Tensão de Escoamento do material

ϵ – Deformação aplicada

RPM – Rotações por minuto

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações iniciais

Em meados dos anos 70 foi lançado no mercado internacional o aço inoxidável 316L. Este é um aço inoxidável do tipo 316, porém com baixo teor de Carbono (L neste caso significa a expressão “Low Carbon”). Em 1992 foi lançado a liga ASTM F138 com algumas alterações na composição química quando comparado com o 316L, sendo o diferencial o processo de fabricação da liga, necessitando ser elaborada em forno de indução a vácuo, ou refundida pelo processo escória eletro-condutora (eletroslag).

As propriedades mais importantes das ligas inoxidáveis são a resistência mecânica e resistência a corrosão elevadas. Estas propriedades fazem com que estas ligas sejam, no caso de seleção de materiais, uma ótima escolha para condições de uso mais drásticas. Mas para que o aço esteja em perfeita condição de uso, toda a sua estrutura deve ser homogênea.

Esta homogeneidade é fácil de ser avaliada pelos grãos encontrados na estrutura das barras ou peças, daí vem a importância do uso e controle dos melhores parâmetros de processo durante a fabricação da liga. Estes parâmetros são temperatura, grau de redução e velocidade de deformação durante processamento e tempo e temperatura corretos nos tratamentos térmicos posteriores.

Se estes parâmetros não forem bem controlados podem surgir problemas de heterogeneidade de tamanho de grão, com isso problemas com propriedades mecânicas e de corrosão da liga. Por exemplo, se os grãos não estiverem todos recristalizados, restando alguns deformados advindos do processo de conformação mecânica. Do mesmo modo se um grão durante a solubilização crescer muito será um ponto com resistência mecânica muito baixa,. Nenhum dos dois casos são toleráveis na liga ASTM F138, devido a importância da sua aplicação.

Nos dias de hoje, um dos principais problemas enfrentados na indústria de fabricação destes aços inoxidáveis é o controle de tamanho de grão no final

do processo. Para que o tamanho dos grãos seja homogêneo é necessário que os parâmetros de processo sejam corretamente controlados. No mercado da informática existem vários softwares que tem como objetivo simular os processos metalúrgicos visando uma melhor otimização de parâmetros para o controle de processo.

O software DEFORM 3D é conhecido por apresentar boa reprodução dos processos metalúrgicos. Sua principal aplicação é na simulação de processos de conformação plástica. Quando os principais parâmetros do processo são inseridos no software em conjunto com as características intrínsecas do material a ser estudado, ele realiza uma análise matemática do processo e gera em forma de gráficos e cores o que deve acontecer com o material num processo real de fabricação.

O objetivo deste trabalho é simular o processo de laminação da liga ASTM F138, visando determinar os gradientes de deformação, de taxa de deformação, de temperatura e da tensão aplicada durante a laminação a quente de um tarugo.

1.2 Motivação

A principal motivação deste trabalho é justamente a aplicação deste produto, que é utilizado na fabricação de implantes cirúrgicos.

Esta aplicação solicita aos materiais características bem mais controladas do que outras aplicações, sendo assim os parâmetros de processo utilizado na sua fabricação devem ser muito bem controlados.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Aços inoxidáveis

Aços inoxidáveis são ligas que apresentam como principal propriedade a resistência à corrosão. A proteção contra o ataque corrosivo se dá pela formação de uma camada ou película de óxido sobre a superfície do aço. Os metais mais importantes formadores destas camadas protetoras ao se ligarem com o ferro são o cromo e o níquel, podendo-se citar também alumínio, cobre, molibdênio e silício. Todavia, o cromo é sem dúvida o elemento de liga mais importante nos aços inoxidáveis. Em altas temperaturas nota-se também que quanto maior o teor de cromo maior é a resistência à oxidação (aços resistentes ao calor ou refratários).

O efeito contra a corrosão é efetivo para teores de cromo acima de 10%. A camada de óxido de cromo formada é coerente com a matriz do aço, não permitindo que o oxigênio a penetre. Ao passo que o óxido de ferro é extremamente poroso, permitindo a passagem do oxigênio causando à corrosão.

Os aços inoxidáveis são classificados quanto a microestrutura que apresentam à temperatura ambiente. São eles: Martensíticos, Ferríticos e Austeníticos. Podem-se considerar ainda duas outras classes provenientes desta classificação: os aços inoxidáveis Duplex (Ferríticos + Austeníticos) e os Endurecíveis por Precipitação (que podem ter uma matriz martensítica, austenítica ou semi-austenítica).

2.1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas ferro-cromo-níquel. Os teores de cromo e níquel são geralmente em torno de 18 e 8%, respectivamente. Mas existem composições com cromo e níquel mais elevados. O teor de cromo varia de 16 a 26% e o de níquel de 8 a 35%. Outros elementos de liga são molibdênio e cobre (aumento da resistência à corrosão), titânio e nióbio (estabilizadores), silício (aumento da resistência a quente e à oxidação),

nitrogênio (aumento da resistência mecânica), enxofre e selênio (aumento da usinabilidade). Algumas composições possuem teores de carbono em torno de 0,10%, mas o mais comum para essa família de aços inoxidáveis são teores de carbono abaixo de 0,03%, para melhor resistência à corrosão.

A estrutura austenítica é estabilizada a temperatura ambiente devido a teores de níquel maiores que 8% e também à presença de nitrogênio e manganês. Após o tratamento térmico de solubilização (geralmente em torno de 1050°C), o aço é resfriado rapidamente em água, para evitar a formação de fase sigma e principalmente de carbonetos de cromo. Devido a presença de alguns elementos de liga, como molibdênio por exemplo, e às temperaturas de aquecimento utilizadas, a estrutura austenítica pode conter frações de ferrita. A ferrita é desejável para a soldagem – pois evita trincas de solidificação – mas também pode fazer com que o aço apresente magnetismo, o que geralmente não é comum para um aço inoxidável austenítico. O comportamento magnético também pode surgir se o aço for submetido à trabalho a frio. Com o encruamento, ocorre a transformação da estrutura austenítica para martensítica (aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis). Nos aços inoxidáveis austeníticos estáveis, esta transformação não ocorre.

Os aços inoxidáveis austeníticos possuem alta plasticidade e alta capacidade de encruamento. A plasticidade é reduzida devido a presença de enxofre (abertura de pontas), silício e frações de ferrita entre 8 e 15%. Esta família de aços inoxidável não é endurecível por tratamento térmico. Pode ser endurecida somente por solução sólida (nitrogênio e molibdênio, por exemplo) ou por encruamento.

A tenacidade desses aços é relativamente elevada, tanto a temperatura ambiente quanto a temperaturas criogênicas, uma vez que a estrutura austenítica não possui transição frágil-dúctil. A estrutura austenítica também é responsável pela elevada resistência mecânica a quente. Possuem elevada resistência à corrosão, superior à apresentada pelos aços ferríticos e martensíticos.

Os aços inoxidáveis austeníticos mais comuns são: 304 (L), 316 (L), 321 e 347. [1], [2].

2.2 Liga ASTM F138

A liga ASTM F138 é um bom exemplo de aplicação nobre para aços inoxidáveis. A liga é composta principalmente por ferro, níquel, cromo e molibdênio, formando a fase austenítica. Possui composição química semelhante ao AISI 316L, com pequenas alterações visando uma melhor resistência mecânica e a corrosão. Possui Cr equivalente próximo a 20,8 e Ni equivalente igual a 13.

A liga é comumente usada na confecção de implantes cirúrgicos devendo ser biocompatível com os fluidos orgânicos do corpo humano, não possuindo elementos tóxicos, boa resistência mecânica e principalmente uma boa resistência a fadiga.

Para que a liga possua essas propriedades e sejam bem homogêneas, a liga é elaborada pelo processo de refusão ESR (eletro slag remelting) para garantir a homogeneidade de composição química e níveis extra-baixos de inclusões não-metálicas. [1]

2.2.1 Características da liga

A liga ASTM F138 como já foi dita anteriormente é um aço inoxidável austenítico, com boas propriedades mecânicas, de corrosão e possui uma boa resistência a fadiga. [1]¹

A base da sua composição química é dada na tabela 2.1:

Tabela 2.1 Composição Química da Liga ASTM F138 [1].

Liga	%C	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%S
ASTM	0,03%	2.00%	17,0%	13,0%	2,75%	0,010%
F138	Max	máx	19,0%	15,0%	3,00%	máx

Um dos pontos importantes na análise química é o fator PREN (*pitting resistance equivalent number*) que avalia através da composição química um

fator de resistência a corrosão. No caso para implantes o ideal é que seja acima de 26.

Outro ponto importante é a sensitização, dependendo do teor de carbono ao deixar a liga em temperatura em torno de 650°C, podem precipitar carbonetos de cromo nos contornos de grão e fragilizar a liga, como aparece na micrografia da Figura 2.1.

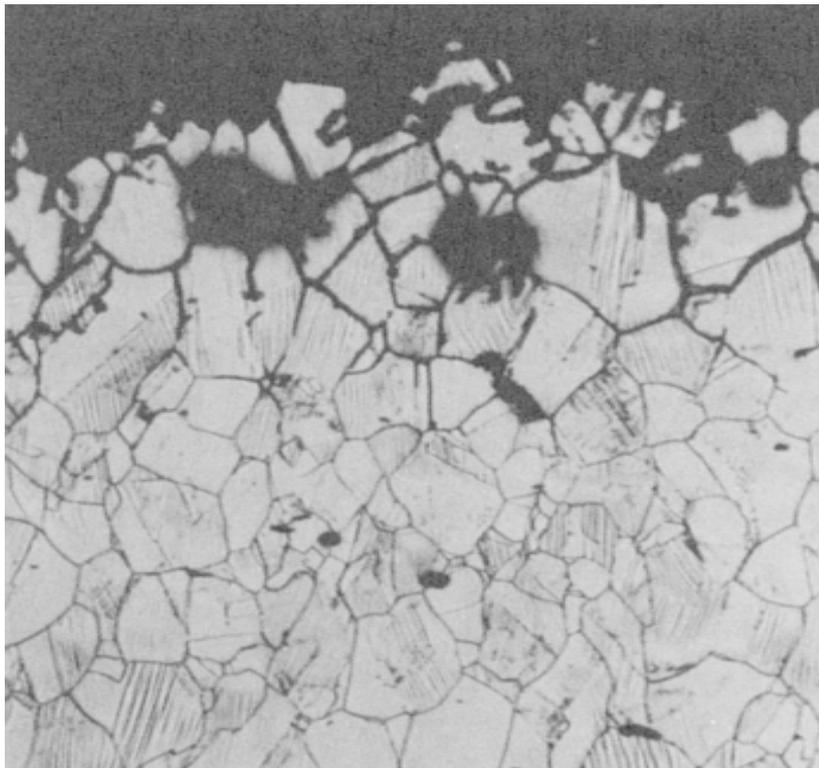


Figura 2.1 Aço Inoxidável 304 sensitizado revelando um ataque intergranular 100× [3]

Este gráfico mostra uma ligeira melhora no ASTM F138 quando comparado ao 316L, mas mostra que a nova liga desenvolvida (ISO 5832-9), apresenta uma resistência a corrosão melhor que a do ASTM F138. [4]

2.2.2 Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas da liga ASTM F138 são dadas na tabela 2.2:

Tabela 2.2 Propriedades Mecânicas da Liga [5].

Estado	LE (MPa)	RT (MPa)	A (%)	Dureza (HB)
Solubilizado	190	490	45	170
Trabalhado a frio	800	900	15	280

2.3 Processo de fabricação do aço ASTM F138

2.3.1 Processo de elaboração

A elaboração desta liga é feita em aciaria convencional (Forno Elétrico a Arco + VOD) para acerto de composição química e refino, e em seguida o lingote é submetido a um processo de refusão. Este processo de refusão nesta liga tem como objetivo controlar o processo de solidificação. Nas aciarias de elaboração o processo de solidificação não é bem controlado, sendo que a massa total é vazada no interior da lingoteira, solidificando naturalmente, dando origem a possíveis heterogeneidades como segregação e concentração de inclusões, que são aceitáveis na maioria dos produtos. Mas à medida que as solicitações aumentam, essas heterogeneidades não são mais aceitáveis. No caso desta liga em especial, uma região que possui um alto teor de inclusão pode ser um ponto de trinca promovendo a quebra por fadiga.

O processo de refusão ESR consiste basicamente em um circuito em série, constituído pelo eletrodo a ser refinado, um banho de escória e o lingote refinado em formação no interior de uma lingoteira de cobre refrigerado à água. [1]

O calor gerado pela corrente atravessando a escória eletrocondutora (efeito Joule) funde a ponta do eletrodo. As gotas de metal líquido atravessam a escória altamente reativa, caindo na poça líquida que se solidifica progressivamente para formar o lingote refinado. O contato com a escória de composição especialmente selecionada, em alta temperatura, remove grande parte das inclusões não-metálicas. As inclusões que permanecem no material refundido são muito pequenas, obtidas do equilíbrio entre os aços e a escória

empregada e normalmente são aluminatos de cálcio e sulfetos complexos contendo cálcio, finamente distribuídos.

Como em qualquer instante a quantidade total de metal líquido existente é pequena e a extração de calor pelo molde é bastante intensa, o processo de solidificação ocorre em condições ótimas, resultando num produto solidificado com menores heterogeneidade como indicado na figura 2.2 [1].

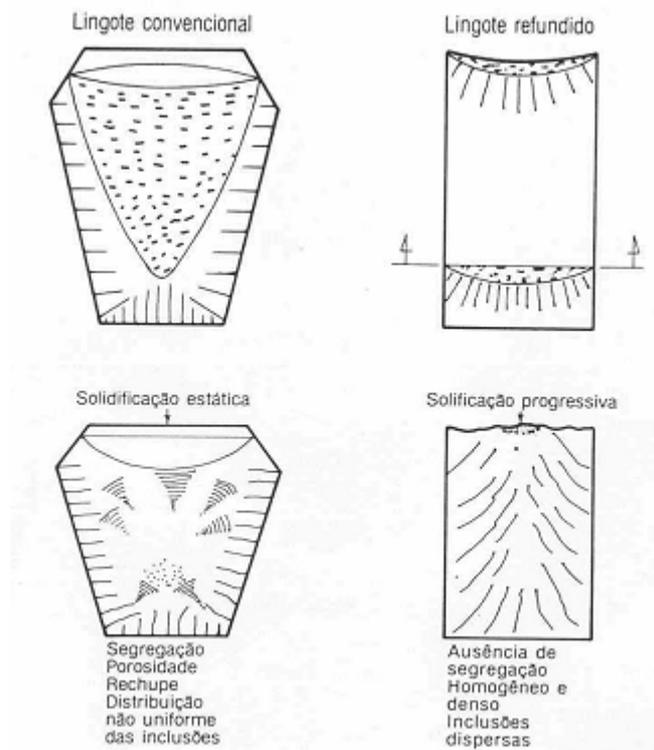


Figura 2.2 Esquema indicando a solidificação de um lingote convencional e de um lingote refundido. Para o mesmo tamanho, a quantidade de metal líquido a cada momento é muito menor no lingote refundido, resultando em uma estrutura mais homogênea [1]

Os lingotes produzidos pelo processo de refino por refusão apresentam as seguintes características:

- Baixo nível de inclusão, baixo nível de segregação, ausência de porosidade, macroestrutura homogênea e melhor microestrutura, decorrente da homogeneização de composição e macroestrutura.

Com estas características dos lingotes, os produtos refundidos terão:

- Propriedades mecânicas elevadas (especialmente resistência ao impacto, ductilidade e resistência a fadiga)
- Isotropia de propriedades
- Alta resistência a propagação de trincas
- Alta reprodutibilidade de propriedades mecânicas.

A figura 2.3 indica diferenças em propriedades mecânicas de um mesmo aço elaborado por forno elétrico e com refusão por ESR.

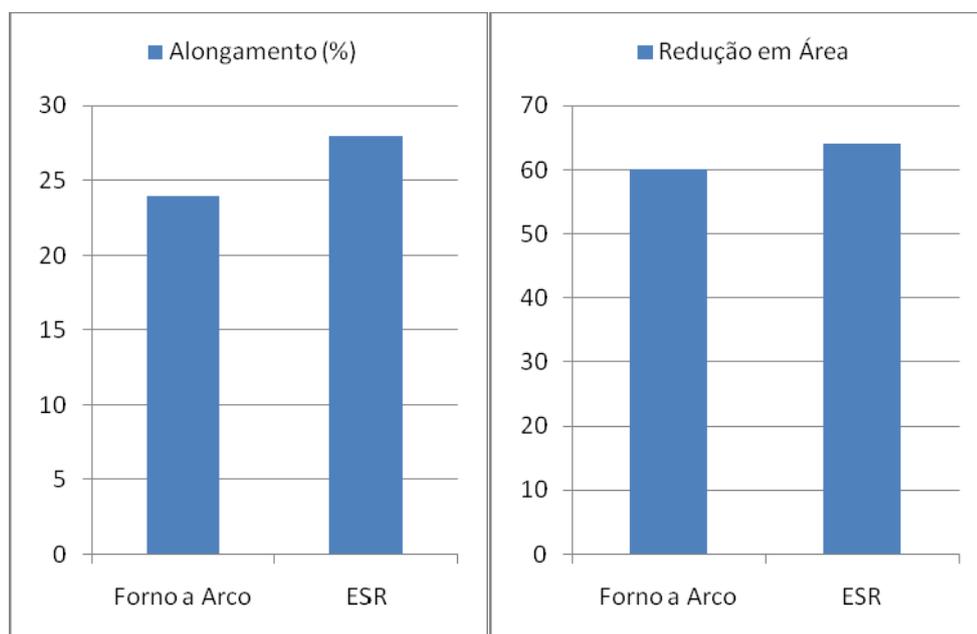


Figura 2.3 Comparação de propriedades mecânicas da mesma liga elaborada apenas por aciaria convencional e a outra via refusão ESR [1]

Nas microestruturas mostradas nas figuras 2.4 e 2.5 tem-se uma comparação entre duas ligas, no caso o ASTM F138 e o AISI 316L, em que mostra a diferença entre níveis de micro inclusão na liga refundida e na liga sem refusão. [7]



Figura 2.4 Microestrutura do material refundido. [7]

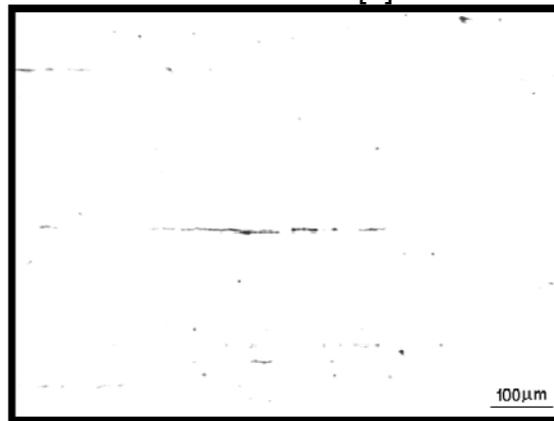


Figura 2.5 Microestrutura do material sem refusão [7]

Após o processo de refusão, os lingotes sofrem uma homogeneização, para melhorar ainda mais as suas propriedades. Neste caso os lingotes ficam em forno em altas temperaturas por mais de 48 horas, para diminuir o nível de segregação. Nas figuras 2.6 e 2.7 pode-se comparar as microestruturas do aço refundido e com homogeneização e um apenas fundido em aciaria convencional.

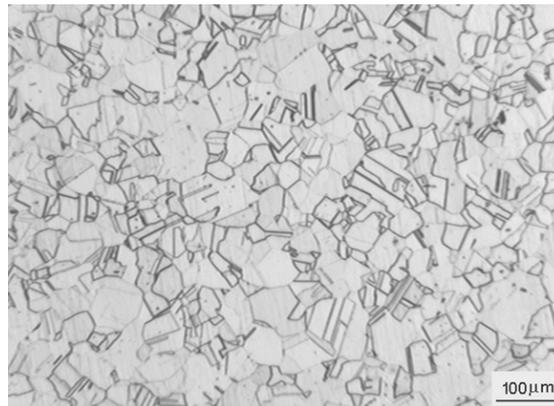


Figura 2.6 Microestrutura do material refundido e com homogeneização [7]

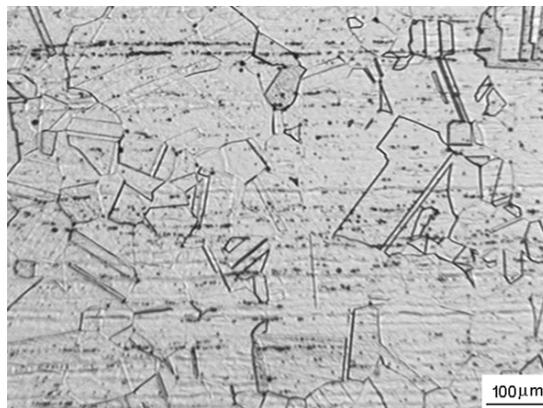


Figura 2.7 Microestrutura do material elaborado apenas por aciaria convencional. [7]

Como pode ser visto nestas figuras, o nível de segregação é muito mais baixo no material refundido e homogeneizado, gerando assim melhores propriedades mecânicas.

Após a homogeneização da liga, vem a etapa de conformação mecânica, que pode ser realizada por forjamento, laminação, extrusão ou até mesmo trefilação. Estes processos têm como objetivo deixar o material perto do perfil desejado para utilização. São feitos geralmente em altas temperaturas.

2.3.2 Reaquecimento para conformação a quente

Para realizar a laminação a quente, é necessário aquecer o material antes do processo de conformação, para isto os billets, tarugos ou lingotes são colocados em fornos de aquecimento, que consiste em deixar o material o

maior tempo possível no forno, sem comprometer a produtividade, para que possa deixar o material com as melhores características de processamento. A temperatura utilizada no forno varia muito para cada tipo de material, em aços inoxidáveis que possuem resistência mecânica mais alta pode chegar até na faixa de 1280 a 1300°C.

O importante desta etapa é homogeneizar o material a ser laminado, para que não tenha diferenças entre o núcleo e a superfície, evitando assim possíveis trincas. É desejável trabalhar com temperatura máxima de laminação sem causar queima na superfície da liga. Também o aumento da temperatura interna do material devido ao aquecimento adiabático, juntamente com esta temperatura mais alta, não deve causar um “over heating” no núcleo das barras. [1]

2.3.3 Desbaste

No caso de materiais com bitolas mais finas e com necessidade de maior controle dimensional, antes da laminação final, o material é submetido a um processo de desbaste, que consiste em quebrar a estrutura bruta de solidificação e também preparar o material para o laminador acabador.

No processamento de barras, o mais comum é a utilização de laminadores reversíveis para o desbaste. Neste caso um lingote ou tarugos pré-forjados são deformados até a dimensão exata de entrada no laminador acabador. Este desbaste deixa o tarugo a ser laminado com melhores características para deformação a quente quanto a tolerâncias dimensionais, qualidade superficial e também quanto a uma característica muito importante que é a sanidade interna (poros e estrutura bruta de solidificação)

Em alguns casos o material é solidificado com bitolas de até 25 polegadas e desbastados em vários passos de laminação até chegar na dimensão de entrada do laminador acabador, que pode ser de 120 a 145mm.

Neste desbaste, a estrutura bruta de fusão com grãos colunares é quebrada e novos grãos são formados mais finos e equiaxiais. Isto ocorre, pois dependendo do grau de encruamento que é gerado no material, o mesmo pode

recuperar e recristalizar em cada passe. Então a cada passe a microestrutura inicial da deformação deve estar mais homogênea e com grãos equiaxiais, devido ao processamento termomecânico realizado nos passes anteriores.

O grão final gerado no desbaste, não tem muita importância, pois o material será reaquescido para o processo final de laminação, e com o material em alta temperatura este grão irá crescer de qualquer modo.

Já em relação a possíveis poros de solidificação, estes serão caldeados e não causarão problemas posteriores. Dependendo da liga e da sua aplicação, após o desbaste se faz necessário um esmerilhamento superficial para remoção da grande quantidade de carepa formada durante o desbaste. [1]

2.3.4 Laminador Acabador

A laminação acabadora a quente é um processo que faz com que o material fique próximo as dimensões do material acabado. Normalmente o produto inicial é um tarugo pré-desbastado no laminador desbastador, que é reaquescido para que o material se torne mais macio e fique mais suscetível a deformação sem que haja rompimentos que afetariam a qualidade do produto.

O tarugo aquecido passa por várias cadeiras que vão impondo deformações, fazendo com que o produto mude de forma. Um exemplo é o caso da deformação oval-redondo em que nas cadeiras impares o produto sai com formato oval e este segue como material de entrada para as cadeiras pares que fazem as bitolas chamadas redondas. Neste tipo de laminação, todo produto será feito com números de cadeiras pares para que se garanta o formato redondo, que é comumente comercializado.

A figura 2.8 mostra uma seqüência de deformação oval-redondo.

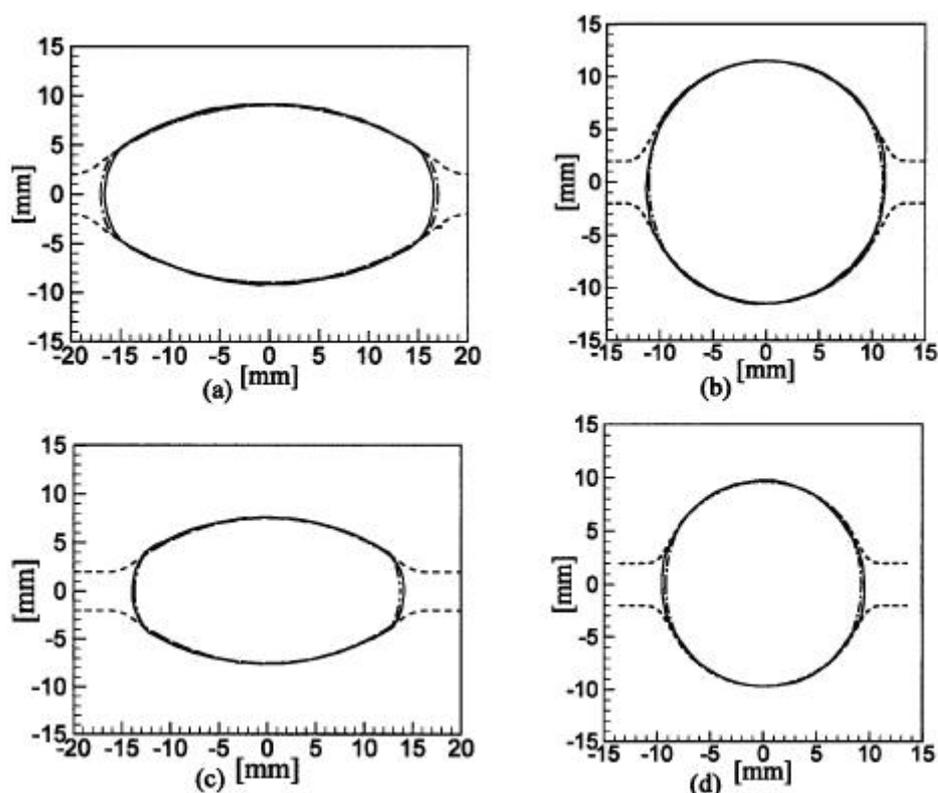


Figura 2.8 - Exemplo de canais de laminação oval-redondo [8]

2.4 Mecanismos de endurecimento e de amaciamento que atuam durante a deformação a quente.

Durante a deformação plástica de um aço em altas temperaturas, tem-se inicialmente o encruamento do material, aumentando a sua resistência, devido ao aumento na densidade de discordâncias. Com o aumento da energia armazenada durante a deformação, iniciam-se os processos de amaciamento dinâmico. Discordâncias são eliminadas individualmente, formando células ou subgrãos, durante a recuperação dinâmica e são eliminadas coletivamente com a nucleação e crescimento de grãos durante a recristalização dinâmica. Imediatamente após a interrupção da deformação, no intervalo entre passes, sem a necessidade de um tempo incubação, tem-se a recuperação estática, que só amacia o material até certa extensão. Após um período de incubação,

em altas temperaturas, tem-se o início da recristalização estática com a nucleação e crescimento de novos grãos. Paralelamente à recuperação estática, pode-se ter também a recristalização metadinâmica com o crescimento de núcleos formados dinamicamente durante a deformação.

A seguir descrevem-se em mais detalhes os principais mecanismos de endurecimento e de amaciamento. [9]

2.4.1 Encruamento

A deformação plástica de um metal pode ocorrer de quatro maneiras diferentes: deslizamento de planos por movimentação de discordâncias, maclação, difusão e transformações de fases com grandes variações de volume.

A deformação plástica dos materiais policristalinos acontece sem que os grãos vizinhos se separem. Para que sejam dúcteis, os materiais policristalinos devem apresentar pelo menos cinco sistemas independentes de deslizamento [11]. Os metais cúbicos apresentam alta simetria e numerosos sistemas de deslizamento.

Quando acontece a deformação plástica do metais policristalinos, ocorrem certos eventos:

- os grãos mudam de forma
- a orientação dos grãos muda e eles geralmente adquirem orientação preferencial (textura)
- a quantidade de área dos contornos de grão por unidade de volume aumenta
- as quantidades de defeitos puntiformes e de discordâncias por unidade de volume aumentam em várias ordens de grandeza.

Se considerarmos ΔU a variação da energia interna do metal em consequência da deformação, ΔS a variação de entropia e T a temperatura absoluta, tem-se que a energia livre ΔF é dada por [10]:

$$\Delta F = \Delta U - T\Delta S. \quad (2.2)$$

Se considerarmos que o tipo de defeito cristalino gerado pela deformação plástica que mais contribui para o aumento de energia armazenada são as discordâncias e que elas pouco influenciam na variação da entropia configuracional do sistema, o potencial termodinâmico para a recristalização é dado por [10]:

$$\Delta F = \Delta U \quad (2.3)$$

Os principais parâmetros que determinam a densidade e distribuição de defeitos durante a deformação plástica são: estrutura do material, temperatura, quantidade e velocidade de deformação, pureza do material e sua EFE (energia de falha de empilhamento).

Quando um metal de baixa EFE é deformado, suas discordâncias têm baixa mobilidade devido ao fato das discordâncias parciais estarem muito afastadas entre si. Assim, as discordâncias geradas tenderão a ter uma distribuição mais uniforme na microestrutura como indicado na figura 2.9. [10]

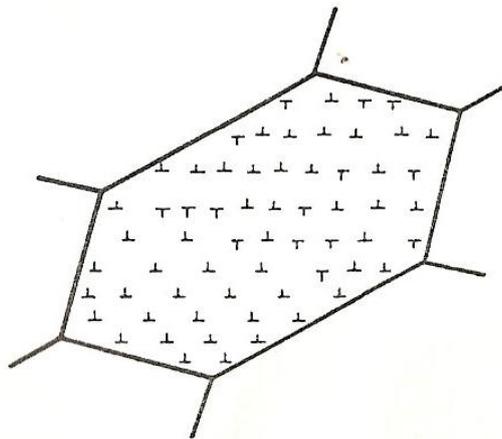


Figura 2.9 Arranjo plano de discordâncias homogeneamente distribuídas em grão encruado (baixa EFE) [10].

Por outro lado, metais que possuem alta EFE, as discordâncias se dissociam em parciais próximas umas das outras, facilitando o deslizamento

cruzado e a escalagem. Com esta alta mobilidade podem aniquilar-se com discordâncias vizinhas que possuam sinais opostos. Assim os metais com alta EFE apresentam uma distribuição mais heterogênea de discordâncias, como indicado na figura 2.10.

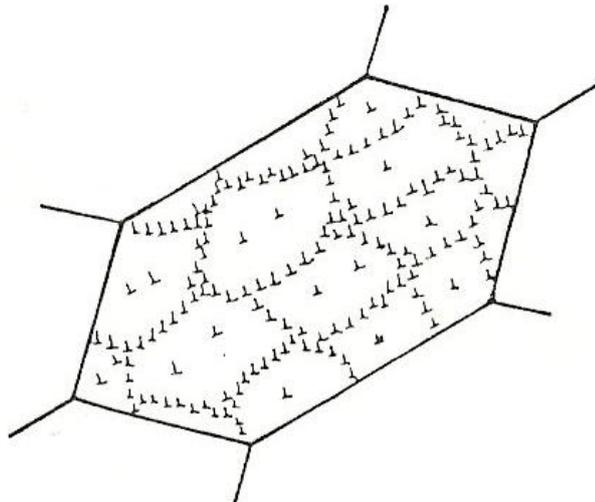


Figura 2.10 Arranjo celular esquemático em grão encruado (alta EFE) [10].

Temperatura de deformação influencia na densidade e distribuição de discordâncias, bem como na energia armazenada na deformação. O abaixamento da temperatura de deformação diminui a mobilidade das discordâncias [10].

2.4.2 Amaciamento durante a deformação

Os materiais metálicos quando são submetidos à deformação plástica a quente sofrem várias alterações microestruturais simultâneas, além do encruamento. Em alta temperatura ocorrem a recuperação dinâmica e a recristalização dinâmica.

Estes fenômenos chamados de dinâmicos ocorrem simultaneamente a deformação, sendo que a temperatura para esta ocorrência está relacionada ao tipo de material. Materiais com alta EFE apresentam cinética de recuperação rápida, diminuindo a quantidade de defeitos cristalinos e conseqüentemente, o

potencial termodinâmico para a recristalização. Por outro lado os metais com baixa EFE apresentam cinética de recuperação lenta e a quantidade de defeitos cristalinos é mantida sempre alta com a evolução da deformação. Dessa forma, a ocorrência da recristalização dinâmica é mais provável, pois existe potencial termodinâmico suficiente [10].

2.4.2.1 Recuperação Dinâmica

Quando o metal é deformado em alta temperatura, o número de defeitos cristalinos aumenta. Uma vez que o material está aquecido, as discordâncias vão se rearranjando formando uma estrutura de subgrãos. Quando a deformação é realizada em baixa temperatura, dificilmente formariam subgrãos, os grãos ficariam apenas encruados.

Em temperaturas elevadas, a quantidade de defeitos gerados é compensada pelos defeitos eliminados. Assim, um estado estacionário de tensão é encontrado e a quantidade de defeitos permanece constante, como pode ser visto na figura 2.14.

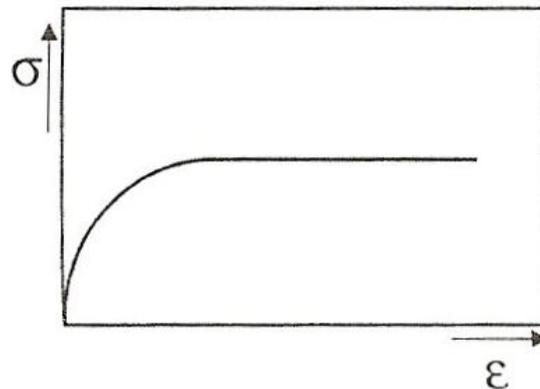


Figura 2.11 Curva tensão-deformação a quente com ocorrência somente de recuperação dinâmica. O patamar no nível de tensão significa que o sistema se encontra no estado estacionário [10].

Na recuperação dinâmica não ocorre a migração de contornos de alto ângulo. Os grãos vão se alongando de acordo com a mudança de forma do material, enquanto os subgrãos mantêm estrutura equiaxial conforme indicado na figura 2.12:

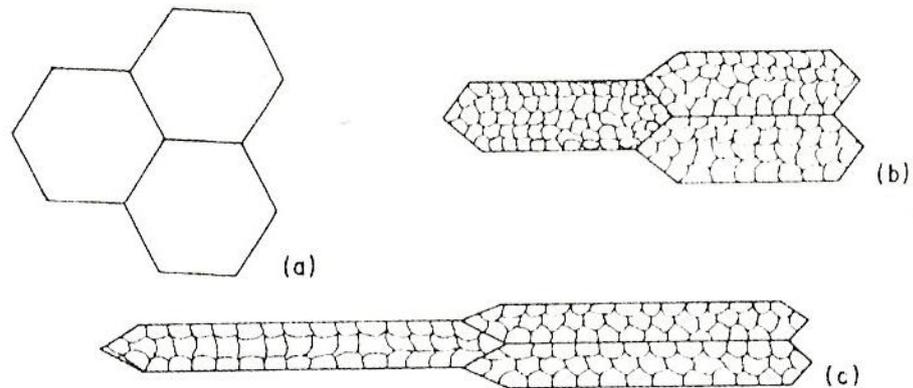


Figura 2.12 Alterações microestruturais durante a recuperação dinâmica. (a) microestrutura inicial; (b) microestrutura após deformação e (c) microestrutura após segunda deformação [10].

No interior dos subgrãos existem também discordâncias geradas pelo processo de deformação, mas a quantidade, o espaçamento e a orientação não variam muito no estado estacionário. [10].

2.4.2.2 Recristalização Dinâmica

A recristalização dinâmica está associada à geração de um número grande de defeitos durante a deformação a quente. Essa grande quantidade de defeitos não pode ser eliminada apenas com a recuperação dinâmica, tanto pela alta taxa de deformação quanto pela baixa EFE do material, que aumentam o potencial termodinâmico para a recristalização. Quando este potencial é atingido, ocorre a recristalização dinâmica durante a deformação. [11]. A Fig.2.13 mostra esquematicamente curvas Tensão x Deformação, onde pode ser visto a ocorrência de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica.

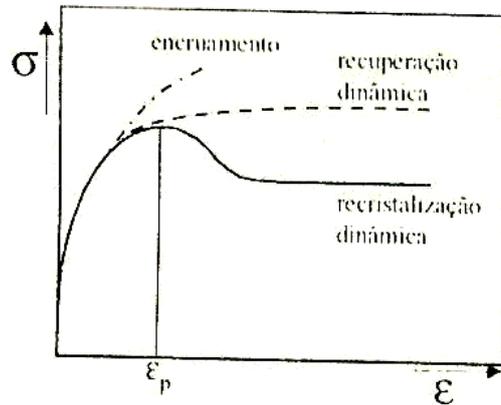


Figura 2.13 Curvas esquemáticas tensão-deformação mostrando a ocorrência de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica [10].

Um ponto importante a ser analisado é a velocidade de deformação, pois para altas taxas de deformação, a curva tensão – deformação apresenta um pico de tensão, seguido de um estado estacionário com a estabilização da tensão a medida que o material é deformado. Com baixas velocidades de deformação a restauração se dá em ciclos de deformação-recristalização dinâmica, como indicado na figura 2.14.

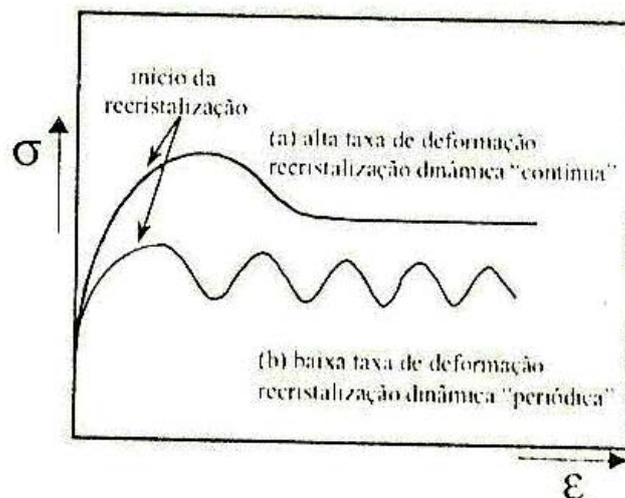


Figura 2.14 Recristalização dinâmica durante a deformação a quente mostrada na curva $\sigma\epsilon$ esquemática. (a) alta taxa de deformação; (b) baixa taxa de deformação. [10].

2.4.2.2.1 Nucleação em Recristalização Dinâmica

Durante a deformação a quente, a nucleação dinâmica ocorre preferencialmente nos contornos de grão através do mecanismo conhecido como “necklacing” que consiste na nucleação de novos grãos em etapas, que avançam sequencialmente para o interior do grão original, como indicado na figura 2.15.

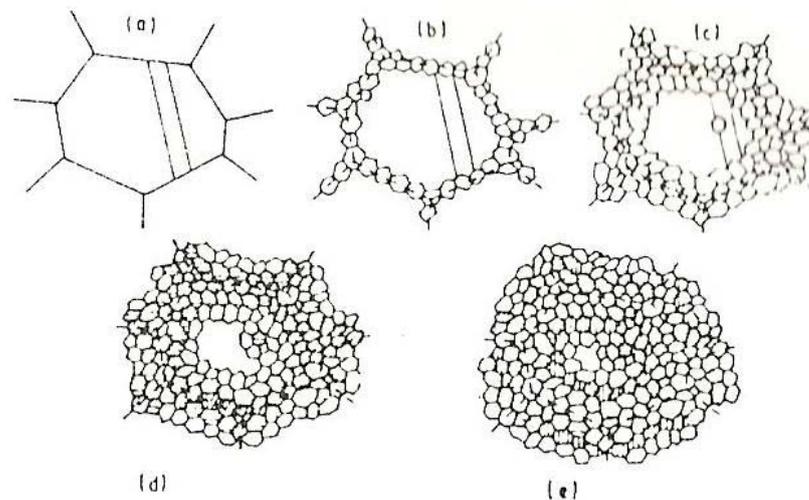


Figura 2.15 Mecanismo de nucleação com a formação de colares: (a) grão original; (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação crítica é superada; (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente; (d) terceira etapa que é a continuação da segunda; (e) quarta etapa que corresponde ao estado estacionário [10].

Este mecanismo acarreta um intenso refino de grão. O aumento de energia livre causado pela introdução de novos contornos de grão é compensado pela diminuição de energia livre devida à eliminação de defeitos cristalinos. Quando um “colar” é formado, acaba não crescendo pois a deformação é contínua ou seja, os grãos recristalizados dinamicamente nucleiam, mas não crescem pois o potencial termodinâmico (discordâncias) vai sendo criado no interior dos novos grãos devido à deformação constante. Com isso, como a diferença de potencial através dos contornos de novos grãos

diminui, os mesmos param de crescer e isto se repete para o próximo “colar”, proporcionando um considerável refino microestrutural de grãos quando o material passa por uma recristalização dinâmica.

Já em condições de baixa taxa de deformação, os grãos crescem até encontrar outros grãos que também estão em crescimento, deixando o processo parecido com a recristalização estática [10]

2.4.2.3 Recristalização Metadinâmica

A recristalização metadinâmica consiste nos crescimento dos núcleos gerados durante a deformação a quente. Esses núcleos continuam a crescer quando param de ser deformados. O material é recristalizado dinamicamente durante a deformação e assim que cessa o carregamento ele cresce estaticamente.

Além de apresentar uma cinética rápida, a recristalização metadinâmica possui características muito interessantes. Uma delas é que sua cinética depende principalmente da taxa de deformação aplicada; quanto maior a taxa de deformação aplicada mais rápido é a recristalização metadinâmica. [10]

A figura 2.16 mostra esquematicamente o processo de recristalização metadinâmica.

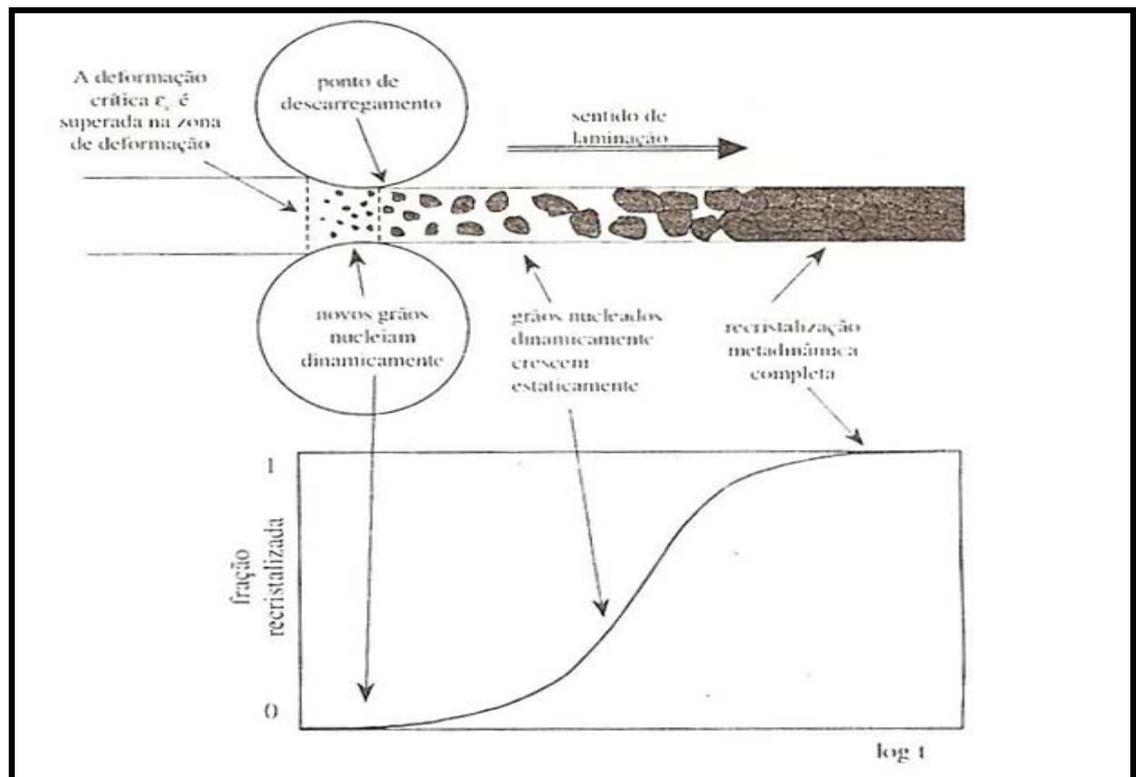


Figura 2.16 Representação esquemática da evolução da recristalização metadinâmica durante a laminação a quente. Os grãos são representados na figura em “escala macroscópica” [10].

2.5 Evolução microestrutural durante uma seqüência de passes

Em uma seqüência de passes, como ocorre na laminação a quente, os aços são submetidos a uma série de deformações consecutivas, com um determinado tempo de espera entre cada uma dessas deformações. Inicialmente, grãos equiaxiais são deformados, encruando e amaciando dinamicamente até certa extensão, podendo restaurar estaticamente e crescer no intervalo entre passes, gerando a microestrutura inicial para o passe seguinte. Assim, em uma seqüência de deformações, a evolução microestrutural acontece de forma cíclica, repetindo-se a cada unidade de processamento termomecânico, (UPT), que consiste de uma deformação individual mais o tempo de espera até o passe seguinte [12]. A figura 2.17 representa uma UPT.

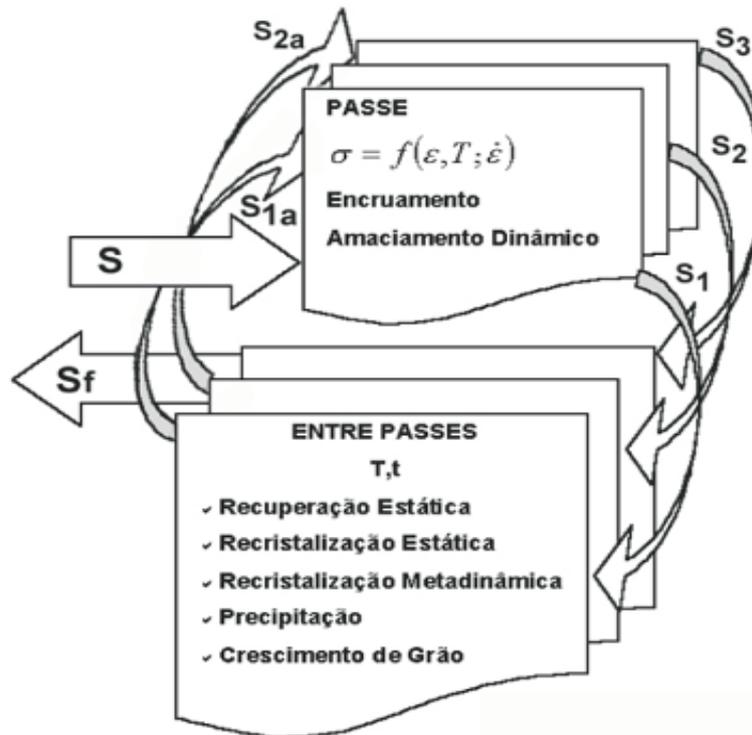


Figura 2.17 Representação de uma UPT utilizada para descrever a evolução microestrutural durante seqüências de passes [12].

A seguir será apresentada uma série de equações semi-empíricas que descrevem a evolução do tamanho de grão em um aço austenítico.

A evolução da fração recristalizada em função do tempo pode ser descrita através da equação de Avrami, que tem a forma [13]:

$$\chi_{mdex} = 1 - \exp \left[-\beta_{md} \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^{k_m} \right] \quad (2.4)$$

Onde X é a fração recristalizada, t é o tempo, $t_{0,5}$ é o tempo necessário para que ocorra 50% de recristalização e n uma constante.

A equação de Avrami pode ser utilizada para descrever os vários tipos de recristalização. Cada tipo de recristalização é descrita por diferentes valores de

n e $t_{0,5}$. Por exemplo, o tempo para ter 50% do material recristalizado estaticamente depende do tamanho inicial dos grãos, de temperatura, das condições de deformação e de constantes típicas de cada material. Para um aço baixo carbono, o $t_{0,5}$ é dado por [14]:

$$t_{0,5} = a_4 d^{h_4} \varepsilon^{n_4} \dot{\varepsilon}^{m_4} \exp(Q_4/RT) \quad (2.5)$$

Onde d é o tamanho de grão inicial, ε é a quantidade de deformação, R a constante universal dos gases e T a temperatura absoluta.

O tamanho de grãos recristalizados estaticamente após a deformação a quente depende do material, da microestrutura inicial e da quantidade de deformação, segundo a equação [14]:

$$D_{\text{stat}} = 0,5 \times d_0^{0,67} \times \varepsilon^{-1} \quad (2.6)$$

O tamanho do grão recristalizado dinamicamente depende apenas das condições de deformação e é descrito por uma equação do tipo [14]:

$$D = A \times Z^{-n} \quad (2.7)$$

Onde Z é a taxa de deformação compensada pela temperatura, ou o parâmetro de Zener-Holloman, e é descrito pela equação [14]:

$$Z = \dot{\varepsilon}^0 \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.8)$$

Onde $\dot{\varepsilon}^0$ é a taxa de deformação e Q a energia de ativação para deformação a quente.

Quando a recristalização se completa, a microestrutura ainda não é estável. [27]. A quantidade de área dos contornos passa a atuar como potencial

termodinâmico para o crescimento dos grãos, que é dependente do tempo e da temperatura, podendo ser descrito por equações da forma [14]:

$$d^{10} = d_0^{10} + A t \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2.9)$$

Onde A é uma constante de cada material e R é a constante universal dos gases.

Até aqui foram descritos os fenômenos mais comuns às seqüências de passe durante o processamento a quente. Todavia, existe na literatura equações que podem ser utilizadas para descrever outros eventos metalúrgicos como o tamanho médio dos grãos quando se tem apenas a recristalização parcial, o acúmulo de deformação de um passe para o seguinte. A literatura técnica apresenta conjuntos de equações que podem descrever de forma satisfatória a evolução microestrutural em aços baixo carbono com baixo teor de elementos de liga, que usualmente são processados por laminação a quente.

De uma forma geral, pode-se determinar a evolução do tamanho de grão, delineando os intervalos em que ocorre cada um dos eventos metalúrgicos em uma unidade de processamento termomecânico, UPT. De posse da microestrutura resultante em um ponto do material laminado, pode-se determinar a evolução microestrutural na UPT seguinte.

Conhecida a evolução microestrutural em um ponto do material processado, pode-se expandir estes cálculos para toda a extensão do produto utilizando método de elementos finitos e assim descrever toda a evolução microestrutural e a microestrutura final. [11, 14, 10].

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material

O material utilizado neste trabalho foi o aço ASTM F138, fabricado pela Villares Metals S.A. A elaboração foi realizada pelo processo de forno elétrico + VOD seguido de refusão por escória eletrocondutora.

3.2 Método

Neste trabalho foi utilizado o software DEFORMTM3D na versão 6.1 para um estudo de laminação de barras a quente. A primeira etapa desse estudo envolve a caracterização do processo industrial a ser estudado. Nesta etapa são determinados os parâmetros do processamento industrial, tais como:

- Geometria das barras e ferramentas
- Diâmetro e velocidade dos rolos
- Temperatura de deformação
- Tempo de espera entre passes

De posse destes dados, inserem-se os mesmos no software e procede-se a simulação.

3.2.1 Caracterização do processo Industrial

Inicialmente foram coletados todos os dados de uma laminação em escala industrial para que posteriormente fossem introduzidos no software os parâmetros necessários para a simulação numérica. Os dados referentes as dimensões e geometrias dos rolos foram retirados do desenho técnico dos mesmos. Com os desenhos foi possível reproduzir simetricamente todos os rolos no software. Os desenhos estão representados nas Figuras 3.1 e 3.2:

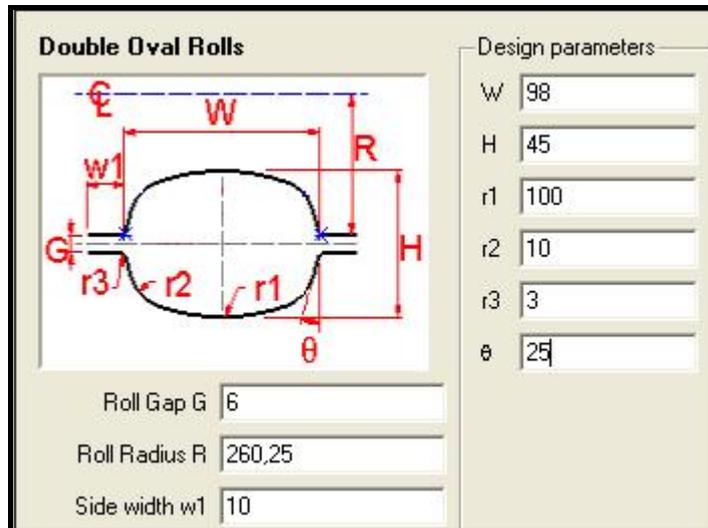


Figura 3.1 Desenho dos rolos da primeira cadeia [15]

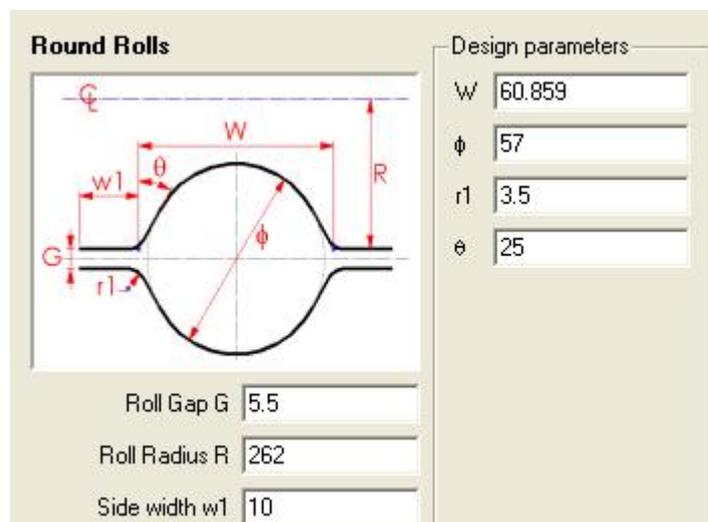


Figura 3.2 Desenho dos rolos da segunda cadeia [15]

Quanto aos parâmetros de simulação existem vários pontos a serem considerados no transporte destes dados industriais para uma simulação. Os principais parâmetros de processamento foram retirados de um banco de dados do laminador industrial, onde se encontram todos os cálculos matemáticos referentes ao plano de passe do mesmo. De posse destes dados

foi possível destacar os mais importantes para a simulação, como mostrado na tabela 3.1:

Tabela 3.1 Parâmetros de simulação industrial

Cadeira	Luz	Largura	Espessura	Velocidade	Red.	Torque	Temperatura
1	6,00	76,7	45,0	0,41	23,03	23,2	1100
2	5,50	51,8	58,1	0,49	17,11	15,2	1080
Un.	(mm)	(mm)	(mm)	(m/s)	(%)	(%)	(°C)

Com os valores da tabela 3.1 foram determinados os dados de entrada para a simulação numérica. Os valores calculados estão descritos na tabela 3.2 e os procedimentos utilizados nestes cálculos são apresentados a seguir.

Tabela 3.2 Dados necessários para simulação numérica

Cadeira	Raio	Δh	L	Velocidade	Δt	Área	εv	$\delta\varepsilon/\delta t$ (s-1)
1	278	11,00	0,05530	0,41	0,134876	3455,18	0,261755	1,9
2	278	12,45	0,05883	0,49	0,120063	2864	0,187655	1,6
UNIDADE	(mm)	(mm)	(m)	(m/s)	(s)	(mm²)		(s⁻¹)

Raio – Refere-se o raio dos rolos de laminação que foram determinados de acordo com os desenhos técnicos de um laminador industrial.

Δh – indica a luz do cilindro, ou seja, a diferença entre a dimensão de entrada da laminação e a da dimensão de saída, como indicado na figura 3.3.

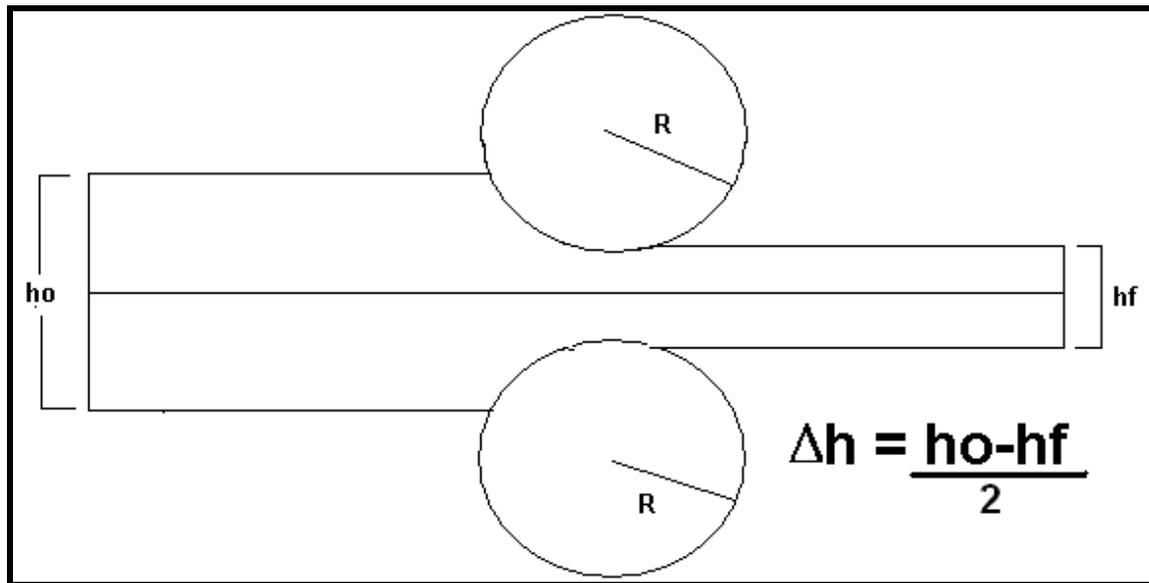


Figura 3.3 Representação de um laminador identificando o raio e a luz do cilindro [16]

Este valor é definido pela redução em duas dimensões, dada por metade da diferença entre as dimensões iniciais e finais do tarugo [16]. Estes valores estão indicados na tabela 3.2 e são encontrados da seguinte maneira:

Para a cadeira 1, o valor de entrada é de 67mm e o de saída é 45mm, com isso a diferença entre os dois valores é 22mm. Como é adotado metade do valor para ser usado posteriormente, o valor deste parâmetro para a primeira cadeira é 11mm. Já na cadeira 2, como a deformação é aplicada no outro lado do tarugo, a dimensão inicial que é de 76,7mm é diminuída para 51,8 reduzindo em 24,9mm, que dividindo ao meio é encontrado o valor de 12,45mm.

L – L é o comprimento relativo ao volume de material presente na zona de deformação, em contato com os cilindros de laminação em um dado instante.

Velocidade - é a velocidade de laminação apresentada no banco de dados do laminador. Esta é a velocidade real de laminação e será importada diretamente nos controles de parâmetros do software para a simulação numérica. No caso da primeira cadeira a velocidade de laminação é 0,41m/s e na segunda cadeira é 0,49m/s e a tendência é sempre aumentar conforme vai se aumentando o número das cadeiras.

Δt – Tempo de contato do material com os rolos. Este tempo de contato com os rolos é encontrado pela fórmula da velocidade em função de tempo e

comprimento laminado. Esta variável é o tempo em que o comprimento L fica em contato com a ferramenta

Área – área do tarugo na saída da cadeira. Esta área é definida como área transversal do material após a deformação aplicada, sendo que é calculada da seguinte maneira: a área inicial do tarugo é 4489mm² que é determinada pelas dimensões do quadrado de 67x67mm. Os dados retirados do laminador indicam o grau de redução aplicado. Assim, pode-se calcular a área do tarugo na saída de cada cadeira.

Na primeira cadeira a redução é de 23,03%. Como a área inicial era de 4489mm² esta foi reduzida para 3455,18mm². Como na segunda cadeira o grau de redução é de 17,11% assim, a área final do tarugo laminado na segunda cadeira é 2864mm².

εv – deformação verdadeira em cada cadeira. A deformação verdadeira é definida pela equação abaixo [16]:

$$\varepsilon v = - \ln (A_f / A_o). \quad (3.1)$$

A deformação da primeira cadeira é de 0,26 e na segunda cadeira o valor é 0,18. Este parâmetro é muito importante, pois é com este valor que será encontrado o valor de taxa de deformação.

$\delta\varepsilon/\delta t$ – taxa de deformação. A taxa de deformação é um dos parâmetros mais importantes para as características metalúrgicas da liga. Ela influencia diretamente na cinética de recristalização e de crescimento de grão da liga. Este parâmetro é a variação da deformação verdadeira em função do tempo de contato do material com a ferramenta, conforme indica a equação abaixo [16]:

$$\delta\varepsilon/\delta t = \varepsilon v / \Delta t \quad (3.2)$$

Com esta equação foram encontrados os valores da taxa de deformação para as duas reduções. Na primeira cadeira em que a deformação é 0,26 e o tempo total que o material fica na área de deformação é 0,135s, a taxa de deformação é 1,9 s⁻¹, já na segunda cadeira a deformação é 0,19, o tempo é de 0,12s, a taxa de deformação aplicada é de 1,6 s⁻¹.

Outra característica do processo que deve ser bem analisado é o intervalo entre deformações entre duas cadeiras consecutivas.

A velocidade final de laminação em cada cadeira indica a velocidade com o qual o material sai de uma cadeira. Medindo-se no mesmo laminador a distancia entre uma cadeira e outra, pode-se determinar o intervalo de tempo que o material gasta para sair da primeira cadeira e entrar na segunda. [16]

A tabela 3.3 indica o intervalo de tempo entre as duas cadeiras a serem simuladas. Este tempo de 5,365 segundos será inserido no software para que ele entenda que entre uma deformação e outra existe este tempo que o material fica em contato com o ar e troca calor com o ambiente podendo ter ou não uma perda significativa de temperatura que pode influenciar nos resultados posteriores da simulação.

Tabela 3.3 Dados tabelados do intervalo entre as duas laminações

Cadeira	Velocidade	Δs (interpasse)	Δt (interpasse)
1-2	0,41	2,2	5,36585
UNIDADE	(m/s)	(m)	(s)

3.2.2 DEFORMTM3D

O DEFORMTM3D é um código baseado no método de elementos finitos criado para analisar os vários processos de conformação mecânica e tratamento térmico [15]. Apesar de ser um código fechado, a base da formulação do problema de conformação mecânica por elementos finitos é semelhante à apresentada no livro de Kobayashi [17] conforme indica o manual do software [15]. Esse software é capaz de modelar interações complexas entre deformação, temperatura, transformação de fases e difusão. A Figura 3.4

ilustra as relações entre os módulos acoplados no pacote do software DEFORM.

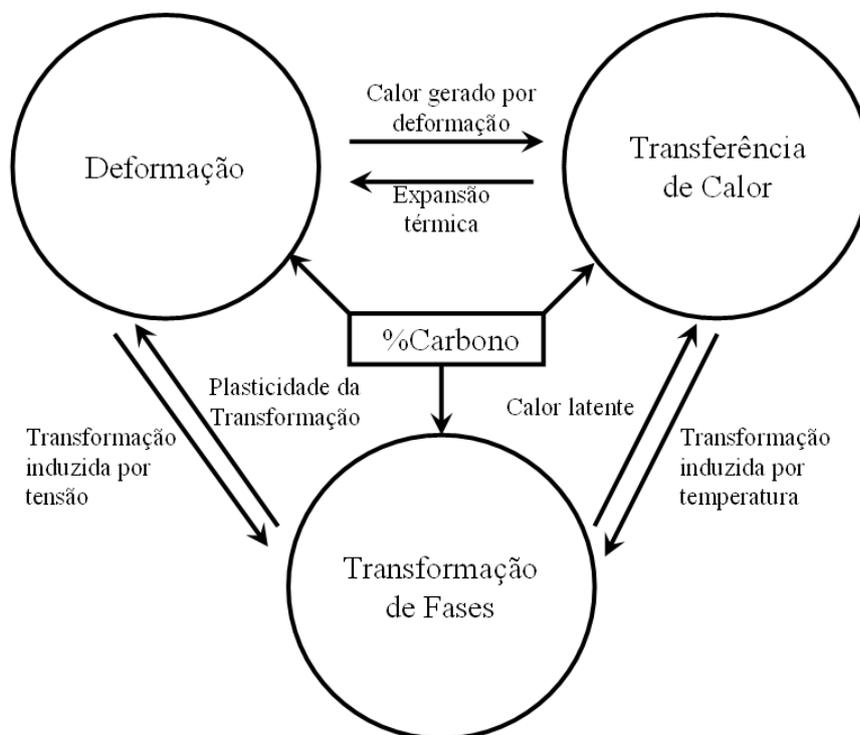


Figura 3.4 Relacionamento entre os módulos do Deform [15].

O DEFORMTM3D é composto por três elementos: pré-processador, processador e pós-processador. No pré-processador são colocados os dados de entrada necessários para os cálculos no processador. Em resumo, os dados de entrada são: a definição e interação entre os objetos, dados do material e controle de simulação e, no caso de transformações de fases, a relação de transformação entre as fases. Esses dados são compilados em um arquivo de base de dados.

O processador capta as informações do processo a ser simulado no arquivo de base de dados, calcula a solução do problema e adiciona os resultados no arquivo de base de dados. Quando necessário, o processador pára o cálculo para atualizar a malha de elementos finitos automaticamente. Ainda durante o cálculo, o processador escreve informações sobre o andamento da simulação em um arquivo de mensagem. Essas informações contemplam a verificação

dos critérios de convergência e mensagens de erro, quando ocorrem divergências no cálculo.

O pós-processador lê o arquivo de base de dados com os resultados calculados e mostra estes resultados numa interface gráfica. Além disso, o pós-processador permite a exportação dos resultados em dados numéricos [14].

3.2.2.1 Parâmetros de Entrada para as Simulações

Este trabalho envolve uma simulação, com isso, nesta secção estão sendo descritos os principais parâmetros de entrada e as propriedades termomecânicas do material. Os parâmetros de entrada podem ser divididos em três conjuntos: controles de simulação, definição dos objetos e interação entre objetos. A Figura 3.5 mostra a tela que identifica o tipo de processo e permite a inserção de parâmetros de entrada para as simulações.

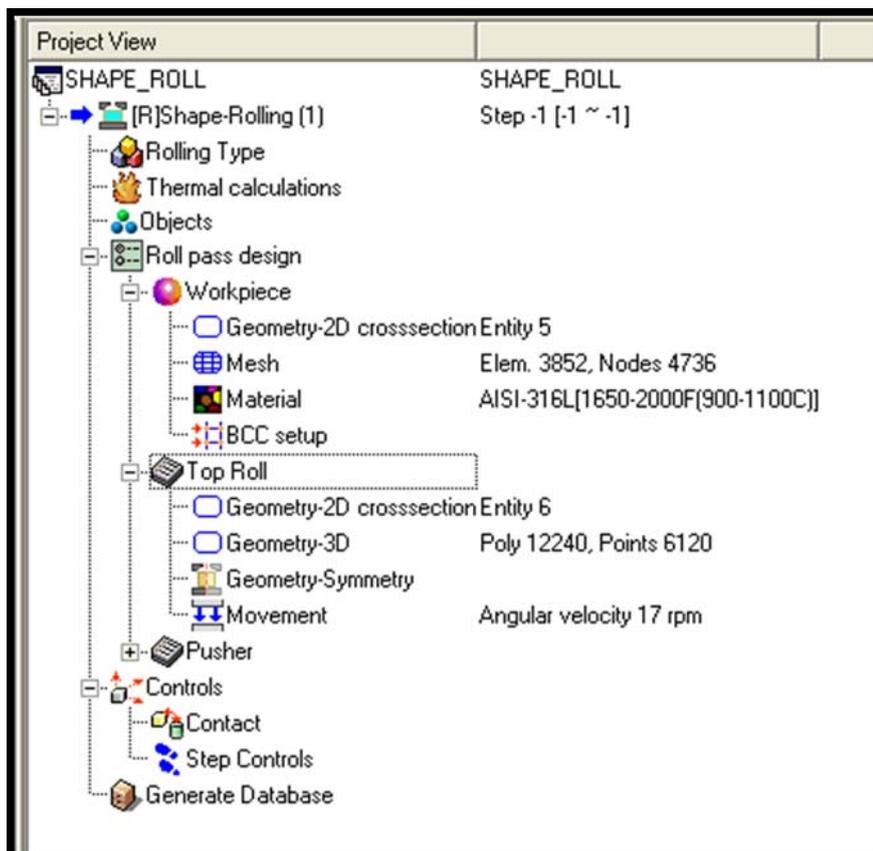


Figura 3.5 Tela do Deform com os parâmetros de entrada para as simulações

3.2.2.2 Definição dos Objetos

Os objetos são as peças que estão envolvidas nas simulações. No caso da laminação, os objetos são o tarugo e os rolos do laminador. Na definição dos objetos são estabelecidas informações associadas aos mesmos. A seleção das informações é iniciada com a escolha do tipo do comportamento mecânico do objeto, que pode ser rígido, plástico ou elástico. Nas simulações realizadas neste trabalho, definiram-se os rolos com o comportamento rígido e o tarugo com o comportamento plástico. Estas opções foram definidas dessa forma com o intuito de simplificar o problema. Na definição do tarugo foi ignorada a deformação elástica visando a conformação plástico da liga.

Em seguida é definida a geometria do objeto, que pode ser feita no próprio DEFORMTM3D quando a geometria é simples como um cilindro ou um paralelepípedo, ou importada de um arquivo no formato STL, quando a geometria é mais complexa. Este formato de arquivo está disponível na maioria dos softwares de modelagem de sólidos. As Figuras 3.6 e 3.7 mostram telas apresentando ferramentas com perfil oval e redondo. Já a Figura 3.8 mostra o perfil de um tarugo.

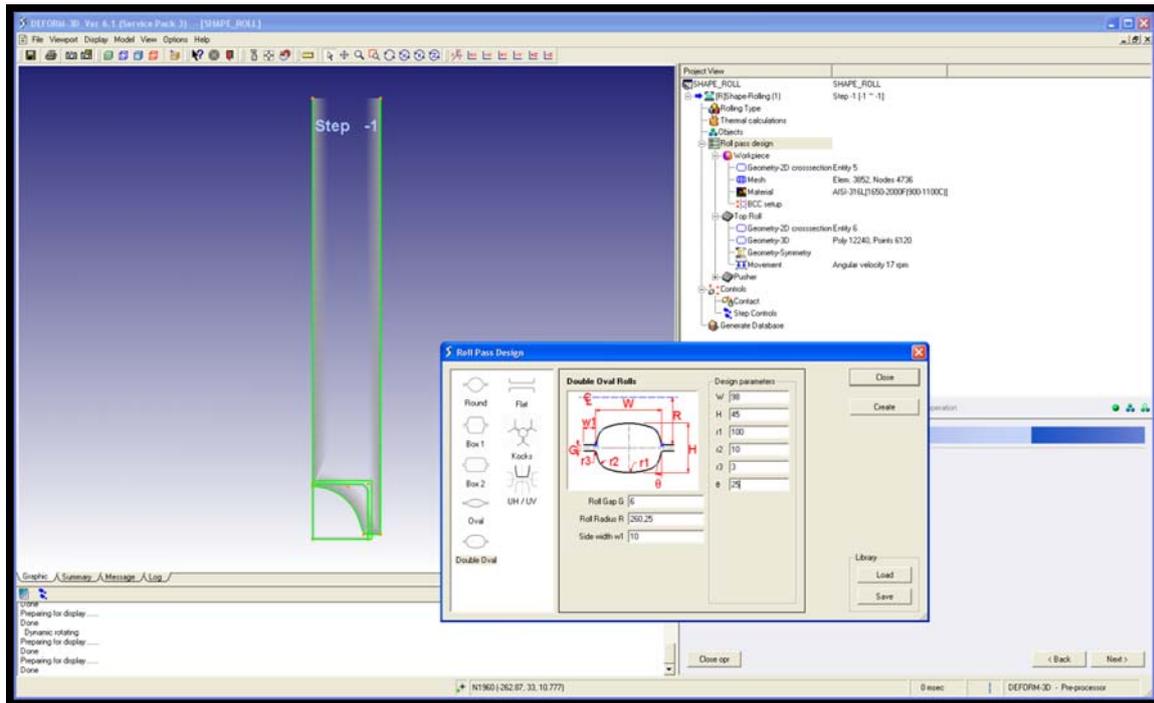


Figura 3.6 Definição da geometria dos rolos de laminação do primeiro passe (cadeira 1).

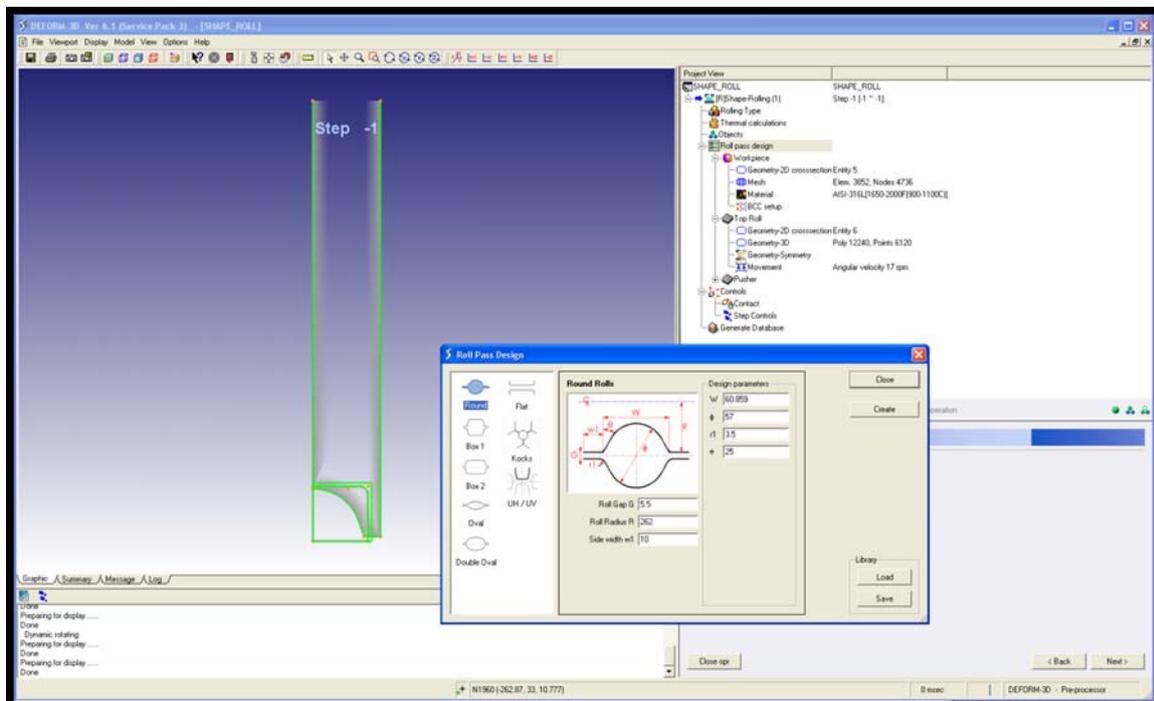


Figura 3.7 Definição da geometria dos rolos de laminação do segundo passe (cadeira 2)

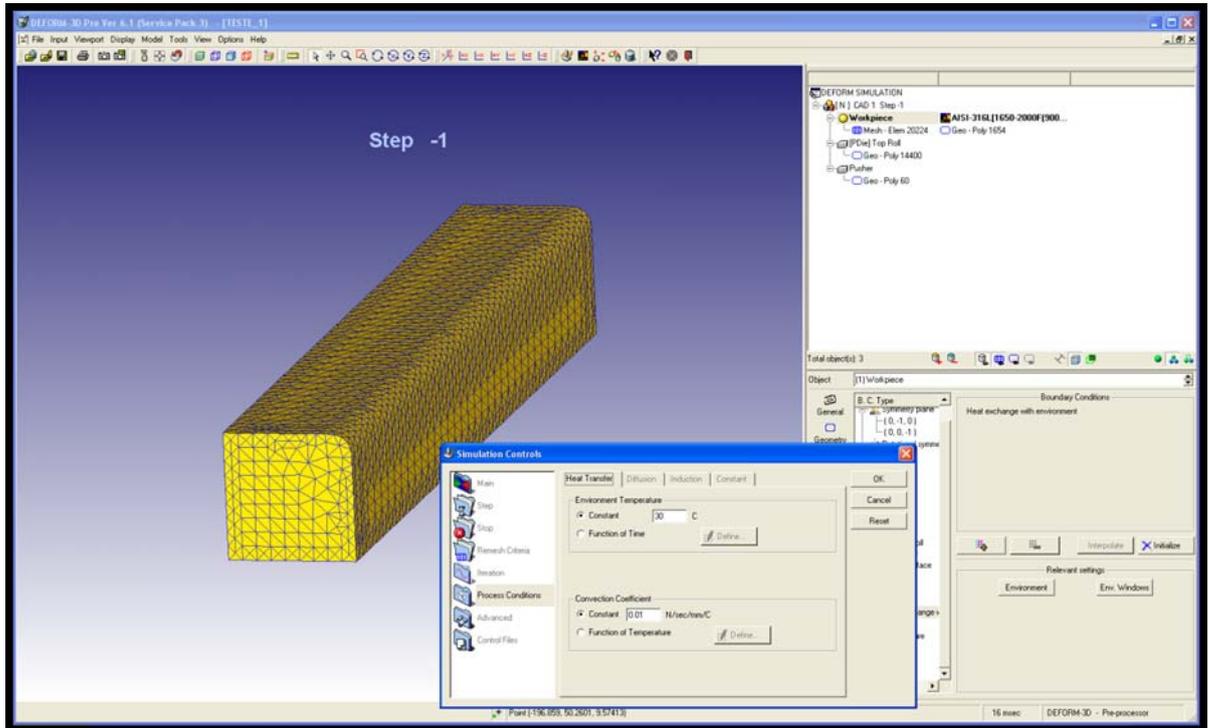


Figura 3.8 Reprodução do tarugo a ser laminado

Continuando na definição de objetos, são estabelecidos parâmetros como temperatura inicial e número de elementos finitos. As temperaturas iniciais de tarugo e dos rolos foram definidas como sendo 1100°C para o tarugo e 30°C para os rolos.

O número de elementos finitos determinados no DEFORMTM3D serve apenas como um parâmetro de referência, pois o software possui um sistema automático de geração de malha de elementos finitos que determina o número real de elementos com base na referência determinada previamente. Por exemplo, na definição do objeto matriz superior é indicado um número “x” de elementos como referência, a partir deste número o algoritmo do sistema automático de geração de malha cria a malha de elementos finitos próximo ao número dado como referência. Cabe salientar que os elementos finitos gerados pelo DEFORMTM3D são tetraédricos com quatro nós, isto ocorre por causa da maior eficiência do sistema automático de geração de malha com este tipo de elemento (14).

Ainda na definição dos objetos devem ser definidas as condições de contorno como planos de simetria e áreas com transferência de calor. Evidentemente, os planos de simetria são definidos de acordo com a geometria dos objetos e as áreas de transferência de calor correspondem às faces que estão em contato com ambiente.

Para finalizar a definição dos objetos, os movimentos conhecidos dos processos devem ser determinados. Na laminação, o movimento conhecido é sempre realizado pelos rolos

3.2.2.3 Interação entre Objetos

A interação entre objetos é importante para definir como os objetos interagem entre si. As interações são mecânicas como o atrito e também são térmicas como a transferência de calor por condução. Estas interações existem nas regiões que os objetos estão em contato entre si, de forma que o DEFORMTM3D identifica quais são os nós que estão nas interfaces dos objetos e aplica as interações como condição de contorno dos objetos.

O DEFORMTM3D oferece várias opções para definição do atrito entre objetos. A opção utilizada nas simulações deste trabalho foi o atrito por cisalhamento, cuja equação é:

$$f_s = mk \quad (3.3)$$

Onde f_s é a tensão de cisalhamento devido ao atrito entre materiais, m é o fator de cisalhamento de atrito, k é a tensão de escoamento do material deformado [15] O valor utilizado para o fator de cisalhamento de atrito foi de 0,7. [15]

3.2.2.4 Propriedades do Material

As propriedades mecânicas e térmicas são de fundamental importância para os resultados da simulação, por isso é necessário buscá-las em fontes confiáveis ou quando possível realizar ensaios para obtê-las. Todavia é comum utilizar as propriedades mecânicas e térmicas disponíveis no banco de dados do DEFORMTM3D. A figura 3.9 mostra uma tela do banco de dados de materiais existente no software [15].

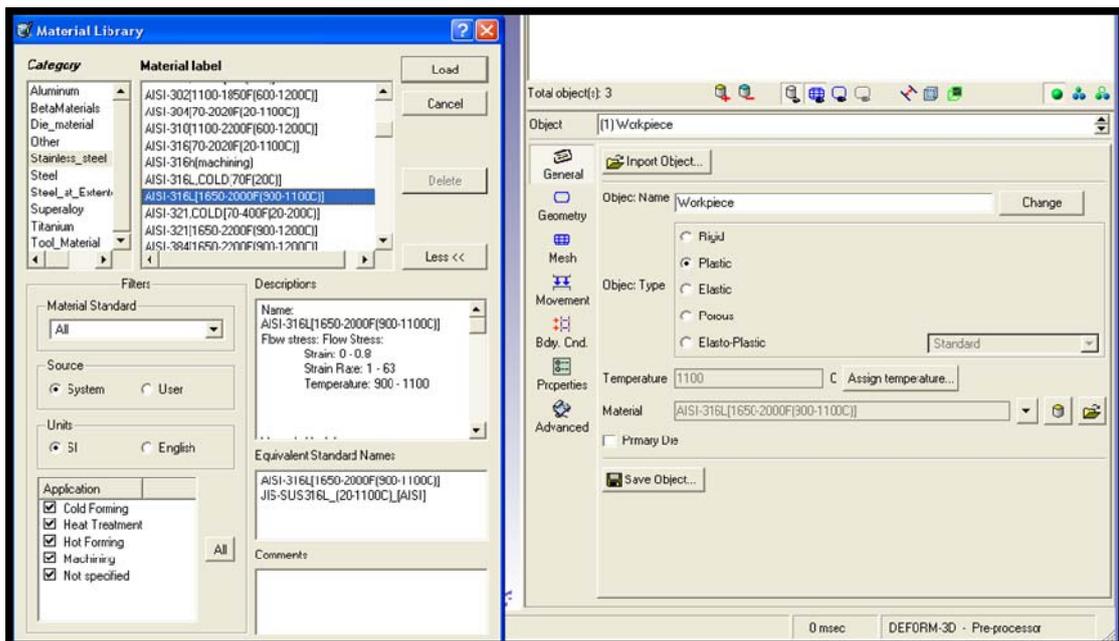


Figura 3.9 Acesso ao banco de dados do DEFORMTM3D

A utilização de dados do DEFORMTM3D pode gerar alguns desvios nos resultados simulados. Isto se deve à origem dos dados experimentais que podem apresentar:

- Faixas de temperaturas e de taxas de deformação diferentes das que estão sendo utilizadas na simulação
- Pequenas diferenças na composição química ou na microestrutura, e principalmente,
- Procedimentos utilizados no levantamento de dados experimentais.

3.3 Realizando a Simulação

Para avaliar a evolução dos parâmetros de processamento durante a laminação a quente de uma barra em um laminador contínuo foi imposto uma sequência de deformação com dois passes em um tarugo de 500 Kg com dimensões iniciais de 67 x 67 mm. A Figura 3.10 mostra as dimensões dos rolos (um quarto do conjunto de rolos) e a Figura 3.11 as dimensões do tarugo

(um quarto do tarugo). Tanto os rolos de laminação quanto o tarugo tem as mesmas geometrias e dimensões como descrito no item 3.2.1.

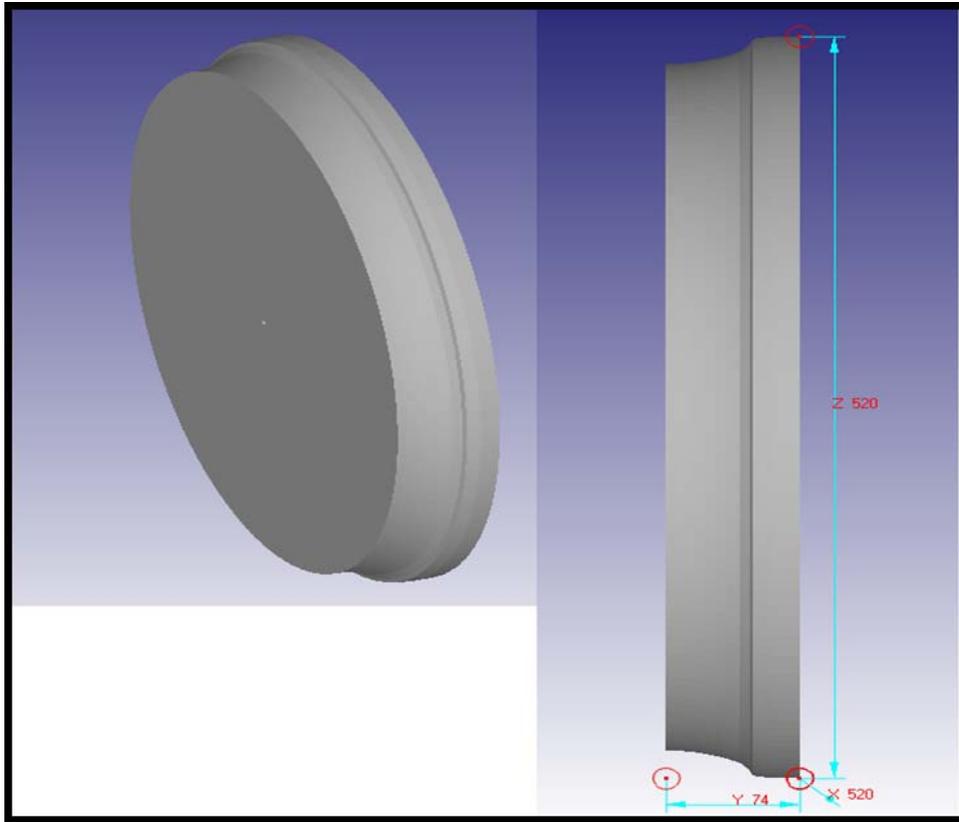


Figura 3.10 Dimensões dos rolos de laminação

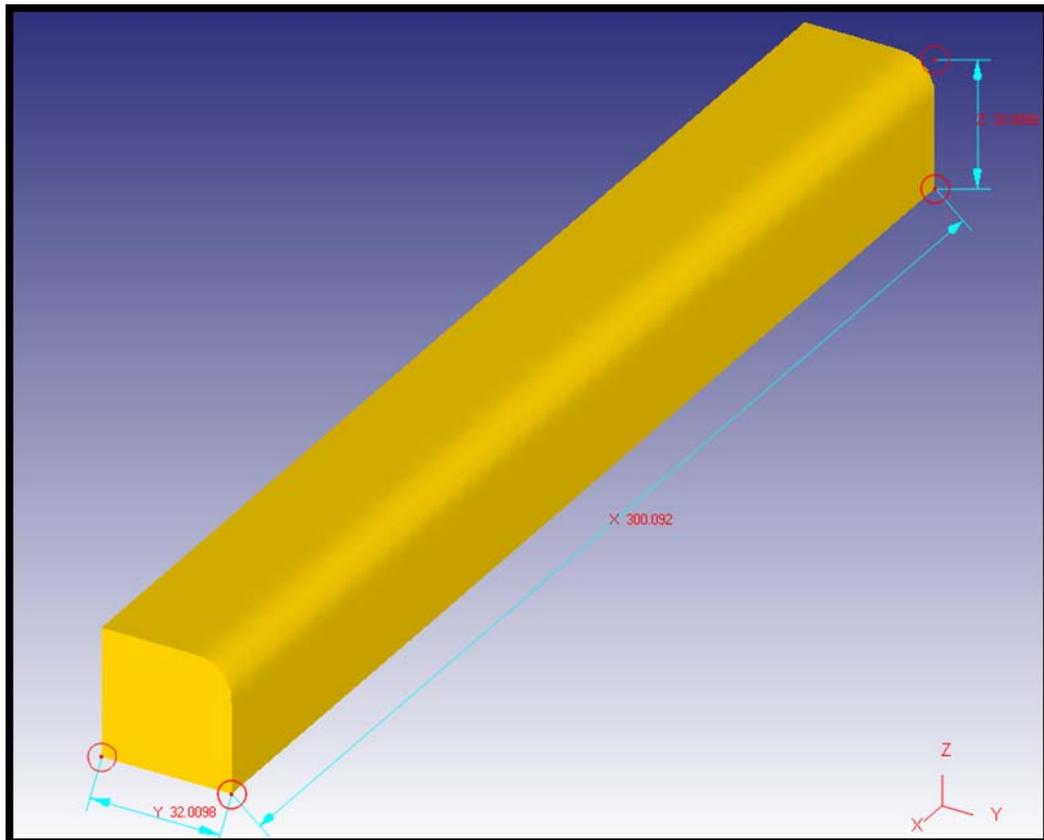


Figura 3.11 Geometria dos tarugos a serem laminados

Cada figura desta representa um quarto da simulação real, visto que todos os outros quadrantes podem ser reproduzidos por simetria. Este procedimento de montar apenas um dos quatro quadrantes facilita a formação dos dados e ajuda na rapidez da simulação.

1ª Etapa – Parâmetros para simulação

A Figura 3.12 mostra a tela de controle da simulação.

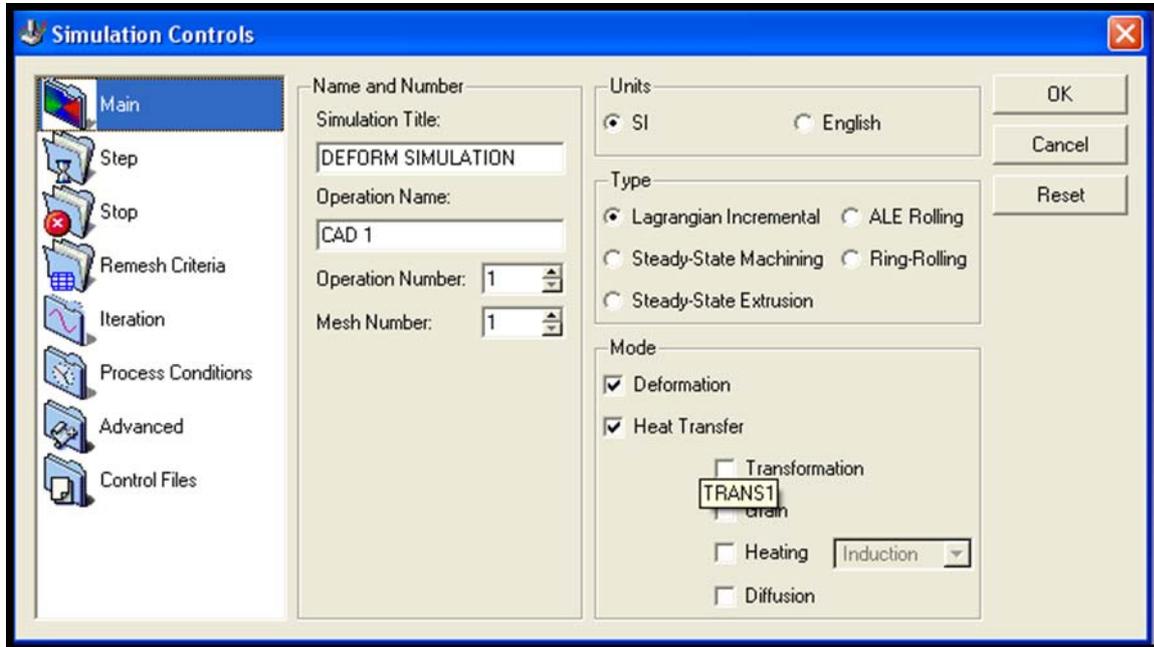


Figura 3.12 Tela de controle da simulação

Nesta etapa serão definidos parâmetros como:

- 1 – Sistema de unidade utilizada na saída de informações. Neste caso é usado o sistema internacional.
- 2 – Tipo de simulação: de acordo com o manual a “Lagrangial Incremental” é a mais recomendada, por ser mais rápida e apresentar melhores resultados.
- 3 – Se na simulação irá constar apenas deformação ou será inclusa a transferência de calor entre os objetos.

2ª Etapa – Importação dos objetos

Nesta segunda fase, os objetos são importados junto com a definição de algumas de suas características. No caso dos rolos eles foram importados de um outro módulo do Deform 3D, que é mais adequado para montagem dos rolos, e inseridos no campo de simulação. Para que seja menor a possibilidade de erro, eles foram definidos como sólidos rígidos, e assim não sofrerão deformação durante o processo. A Figura 3.13 mostra a tela de importação dos rolos.

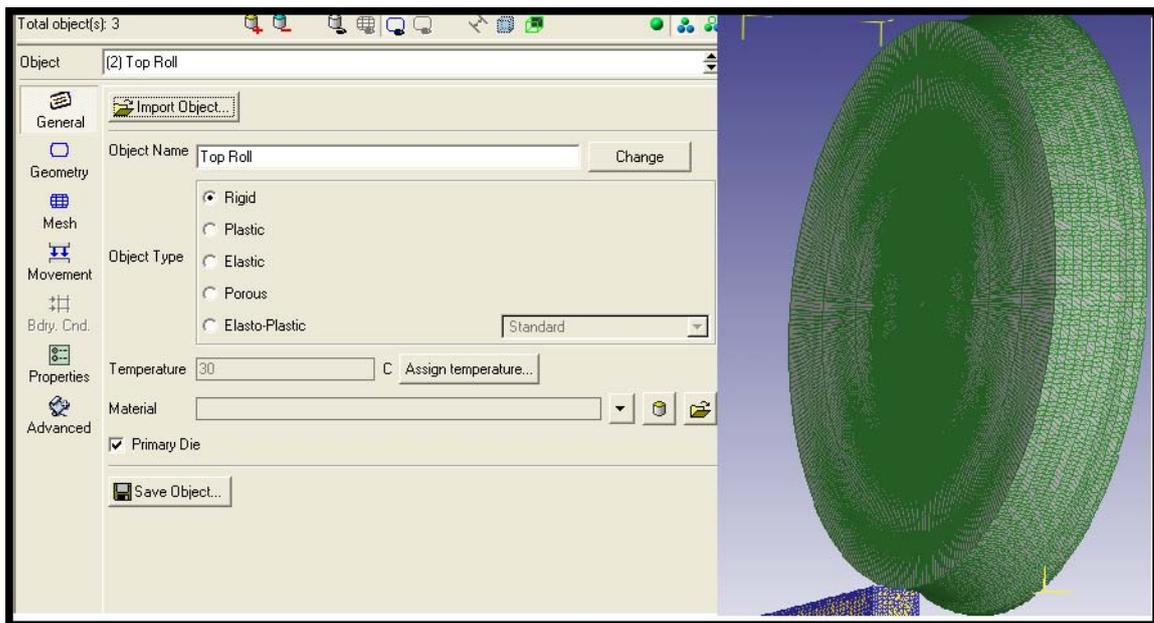


Figura 3.13 Importação dos rolos

Após a importação dos dados com todas as suas características geométricas, é necessária a definição da quantidade de nós no material e o tipo de malhas a serem usadas. Estas malhas, são divisões feitas no tarugo. Em cada nó serão aplicadas as equações para geração da simulação. Quanto maior o número de separações, melhor será a simulação, mas com uma quantidade muito grande destas separações, pode ficar inviável o tempo de simulação.

No caso específico deste trabalho foram utilizados 30.000 nós. O software recomendou 24.000, mas como a quantidade foi aumentada sem ter uma alteração significativa no tempo de simulação optou-se por 30.000 nós. Neste módulo do Deform, existem alguns tipos diferentes de malhas, porém o recomendado para análise de conformações a quente é o tetraedral.

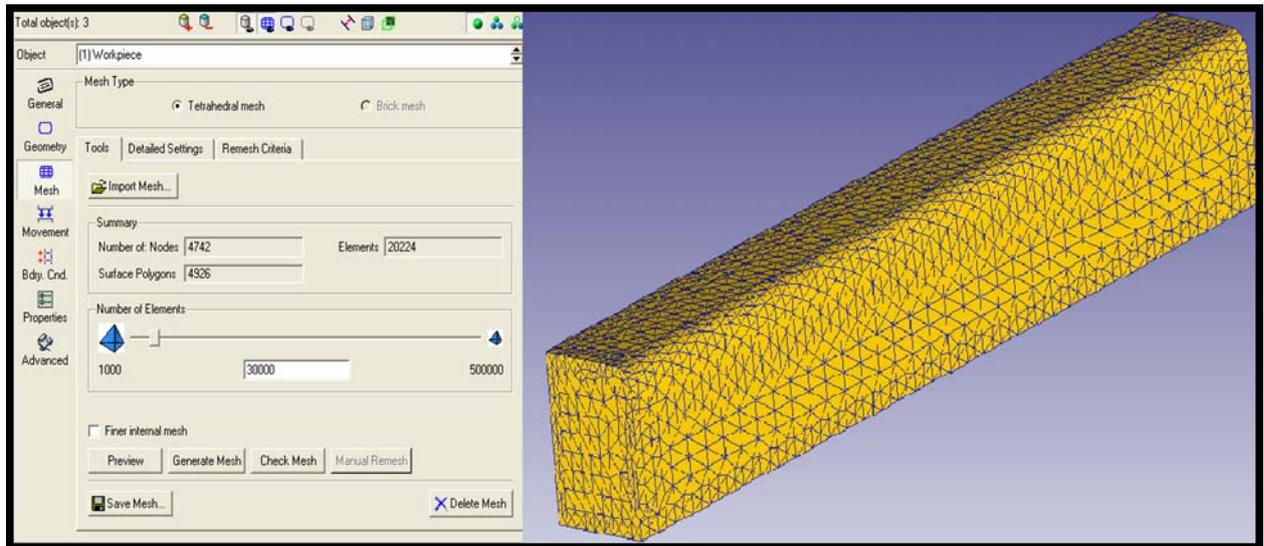


Figura 3.14 Tarugo a ser laminado

Na tela de geração de malhas, existe um botão chamado de “Preview”, que possibilita a visualização dos elementos. Assim que uma quantidade é escolhida, pode ser feita uma análise prévia de como as malhas estão distribuída no tarugo, como mostra a Figura 3.14.

Esta escolha do número dos nós é uma das partes mais importante da simulação numérica. A escolha errada do número de nós pode fazer com que algum evento significativo fique fora dos pontos simulados, e com isso a avaliação da simulação será incorreta.

3ª Etapa – Características do objeto

Nesta parte das definições de parâmetros faz-se a seleção do material a ser simulado. Neste trabalho esta sendo utilizado o aço inoxidável AISI-316L. Este material foi escolhido, pois tem composição química próxima a liga ASTM F138 e está disponível no banco de dados.

Para descrever o comportamento mecânico foram consideradas as curvas de escoamento do aço 316L, para o material do tarugo, visto que a modelagem foi realizada considerando o comportamento plástico para o tarugo e rígido para os cilindros. As curvas de escoamento são implementadas no DEFORMTM3D em forma de valores tabulados, de modo que a tensão de escoamento é uma função da deformação $\bar{\epsilon}$, da taxa de deformação $\dot{\epsilon}$ e da temperatura T , conforme a equação:

$$\sigma = f(\bar{\epsilon}, \dot{\epsilon}, T) \quad (3.4)$$

Onde $\bar{\sigma}$ é a tensão de escoamento.

A figura 3.15 apresenta as curvas de escoamento do aço 316L, para duas taxas de deformação e três temperaturas diferentes. Lembrando que o DEFORMTM3D interpola ou extrapola os valores de tensões, quando a simulação necessita de valores diferentes dos valores tabulados [15].

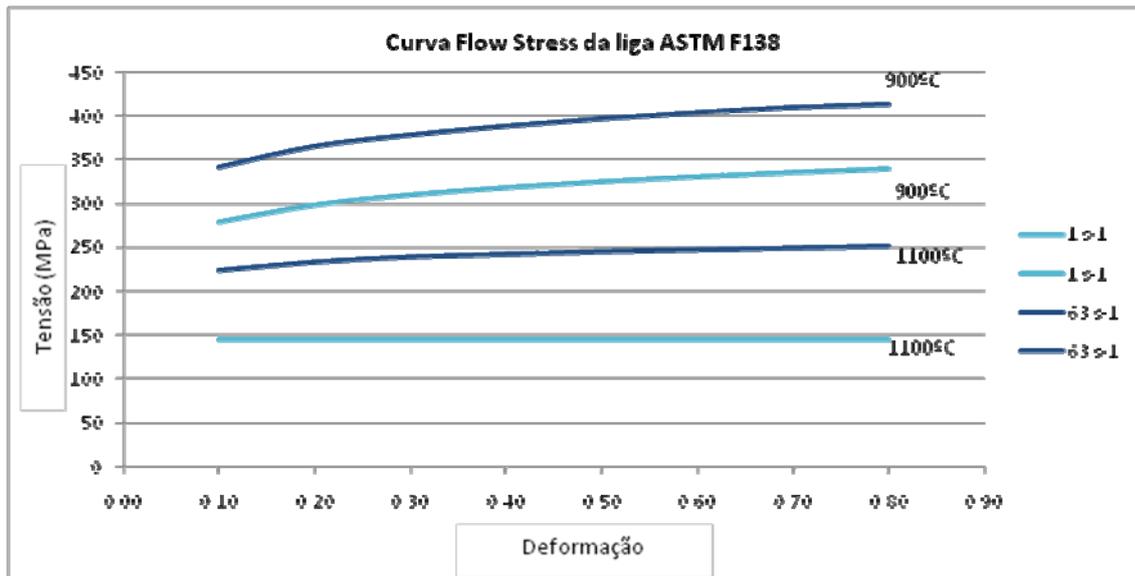


Figura 3.15 Curva de escoamento da liga 316L no banco de dados do Deform

4ª Etapa – Movimentação e condições de contorno.

É nesta etapa que é feita a inserção das condições em que é realizada a simulação, considerando os parâmetros que geram os movimentos na laminação. Num laminador os objetos que geram os movimentos são os cilindros que puxam o tarugo. Portanto na simulação apenas aos cilindros será imposta velocidade, enquanto o tarugo será puxado e deformado.

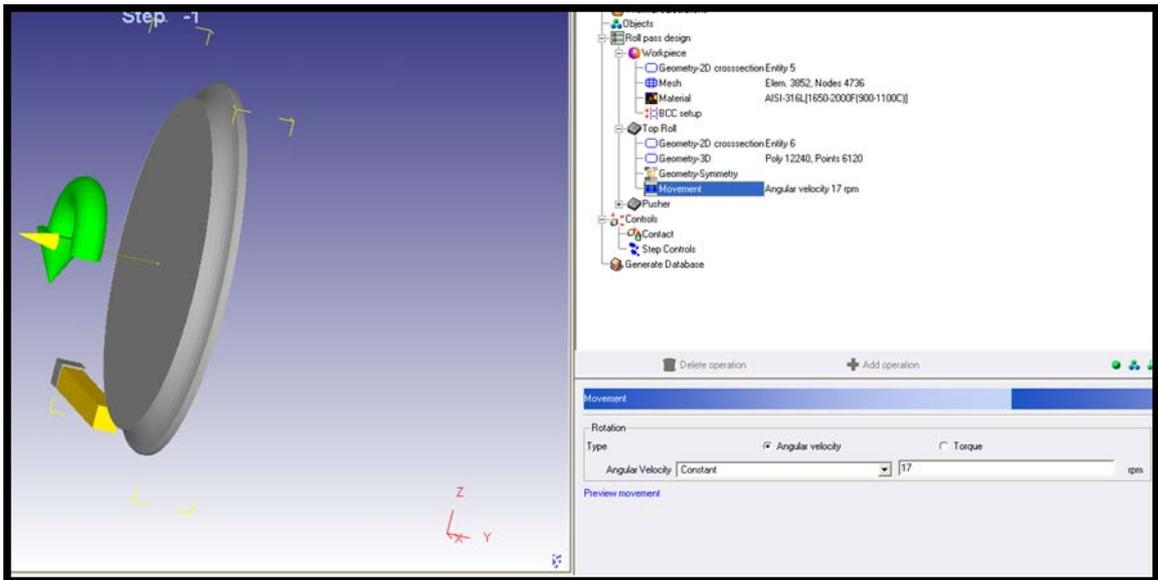


Figura 3.16 Módulo de velocidade dos cilindros

Nesta simulação foi usada a velocidade angular constante de 17 RPM para os cilindros. Este valor de velocidade foi retirado de uma laminação real. Este valor é constante pois o cilindro de laminação sempre gira com a mesma velocidade, independente da carga aplicada e do material que está sendo laminado.

Em seguida, como a simulação é realizada apenas em um quarto da peça real, como mostra a Figura 3.16, é necessário passar informação ao software sobre quais serão os planos de simetria, tanto para os cilindros quanto para o tarugo, como mostra a tela da Figura 3.17.

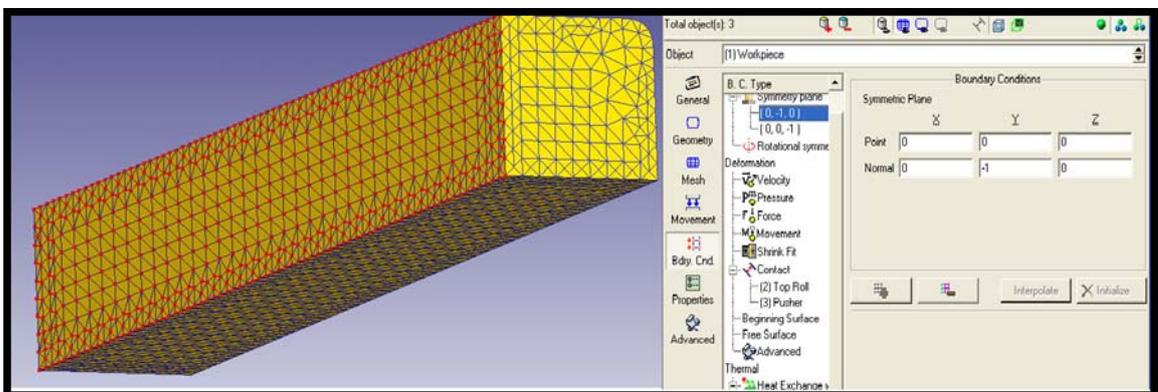


Figura 3.17 Plano de Simetria

Com este plano de simetria completo, mesmo que a simulação seja feita em apenas uma parte do projeto, na análise final da simulação, todos os planos são possíveis de visualização, conseguindo fazer uma análise mais completa da simulação final. Este plano de simetria também tem que ser feito nos cilindros, pois se isto não ocorrer, ao fazer a simulação, a parte do tarugo que estaria em contato com o plano do cilindro faltante não seria deformada causando erros nos elementos finitos e não conseguindo gerar a simulação. Neste caso também é importante a conservação do volume do tarugo. O volume do tarugo é calculado e deve apresentar o mesmo volume no final da simulação.

A Figura 3.18 apresenta uma tela de volume, onde também é possível ativar um sistema chamado “remesh”, que a cada certo tempo refaz toda a malha utilizando como condição inicial o resultado de malhas restante da última simulação. [15]

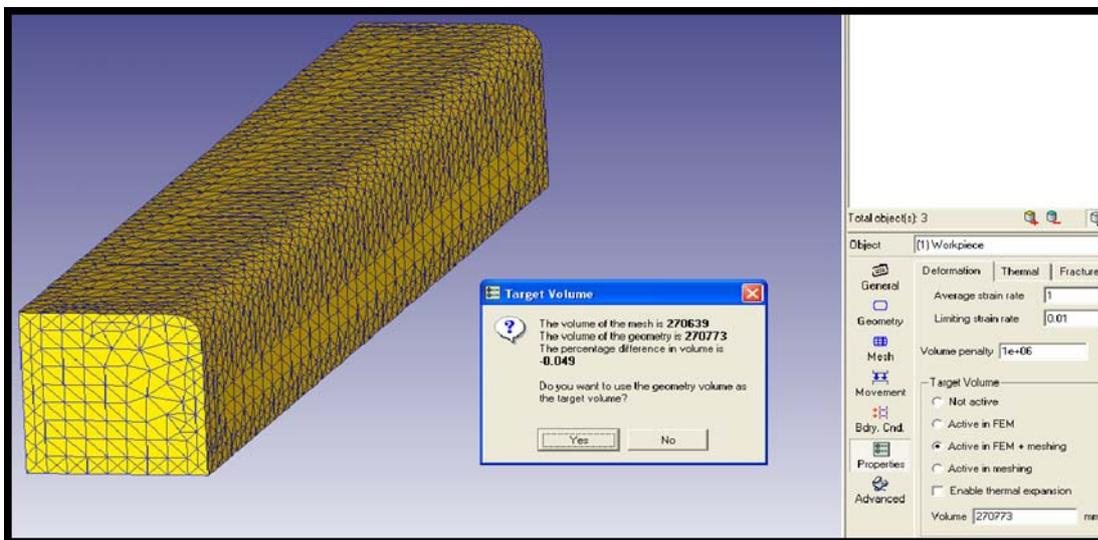


Figura 3.18 Conservação de volume

5ª Etapa – Gerando a simulação

Com todas as etapas anteriores finalizadas, é necessária a análise de parâmetros por parte do software. São analisados todos os parâmetros e é verificado se há algum parâmetro faltante ou se há algum item com valor muito

fora do comum. A Figura 3.19 mostra a tela de checagem dos parâmetros pelo Software.

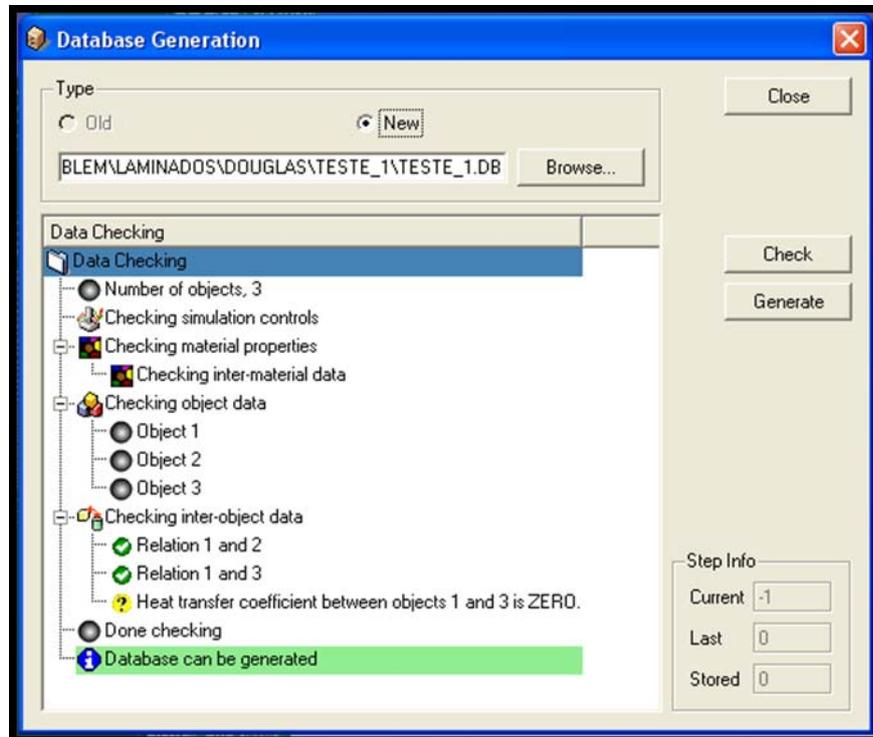


Figura 3.19 Análise de dados pelo software

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste trabalho, fez-se a simulação numérica de dois passes de laminação a quente da liga ASTM F138. As deformações iniciaram com a temperatura homogênea e igual a 1100°C em toda a barra e igual a 30°C nas ferramentas. Assim, foi considerado um reaquecimento entre deformações com tempo e temperatura suficientes para homogeneizar o tarugo e eliminar todo e qualquer acúmulo de deformação do primeiro para o passe seguinte.

Os resultados são apresentados na forma de figuras, nas quais os parâmetros analisados variam de acordo com o valor da escala apresentada ao lado. Esta forma de apresentação de resultados é característica do pós-processamento do software Deform TM3D.

4.1 Variação da Deformação Aplicada

As Figuras 4.1 e 4.2 mostram os resultados da simulação numérica, na forma gráfica, do primeiro passe de laminação. Na primeira figura é apresentada uma visão geral da barra sendo laminada, mostrando a mudança de forma, a distribuição de deformação e a escala de cores. A Figura 4.2 mostra um corte transversal da barra sendo laminada com a respectiva escala de cores.

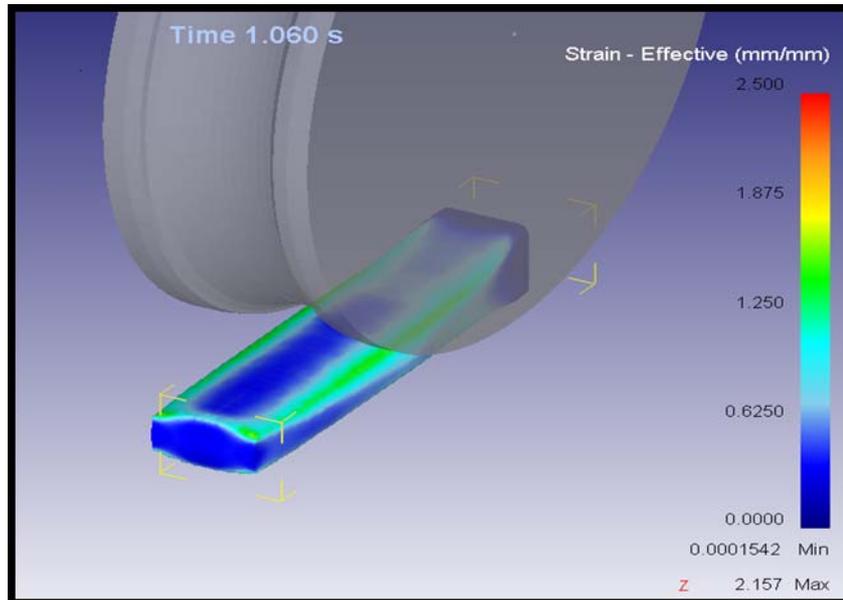


Figura 4.1 Representação gráfica da simulação numérica da deformação plástica imposta ao material durante o primeiro passe de laminação

O primeiro passe de laminação realizou a alteração na geometria da secção transversal da barra quadrada para oval, além da redução da área total dessa secção, cujo valor da deformação é 0,26. A redução na área total da secção transversal é considerada a deformação homogênea aplicada no material. Já a alteração na geometria que não interfere diretamente na redução da área total da secção transversal é considerada a deformação redundante. O DEFORM TM3D®, como um software de elementos finitos, considera como deformação todo e qualquer deslocamento dos nós da malha. Isso leva em conta a somatória da deformação homogênea com a deformação redundante, gerando um resultado bastante próximo à realidade para a deformação em cada ponto do material.

Observa-se no primeiro passe uma concentração da deformação nos vértices da barra com secção transversal quadrada, que são forçados a assumir uma geometria aproximadamente oval com área total reduzida. Na Figura 4.1, que mostra uma visão geral da barra, vê-se que a deformação é transmitida no sentido do núcleo da barra, mas atinge uma penetração limitada, de modo que no centro da barra, o volume de material sofre deformação

próxima a zero (mínima 0,01542). Todavia, observando a Figura 4.2, que mostra um corte da barra, pode-se ver que, embora exista um gradiente de deformação dentro da barra, este é muito menor. Assim, pode-se dizer que a extremidade da barra é submetida a gradientes de deformações diferentes dos observados dentro da barra.

No segundo passe de laminação, a secção oval da barra é transformada em redonda, com redução de área de 0,19. As Figuras 4.3 e 4.4 apresentam os resultados da simulação numérica mostrando uma visão geral da barra e um corte transversal da mesma.

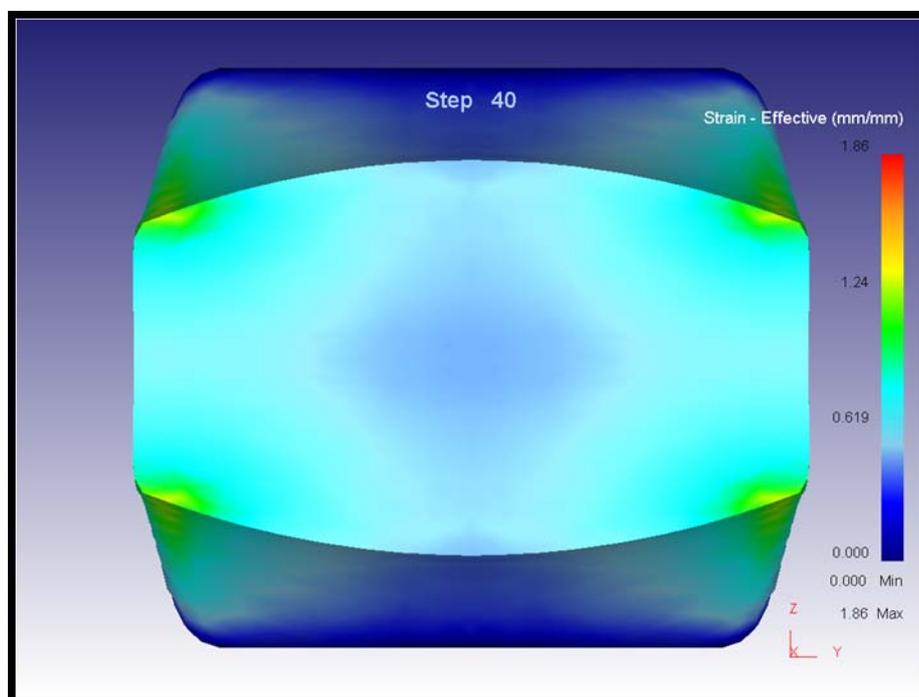


Figura 4.2 Distribuição de deformação na seção transversal da barra para a deformação aplicada na cadeia 1

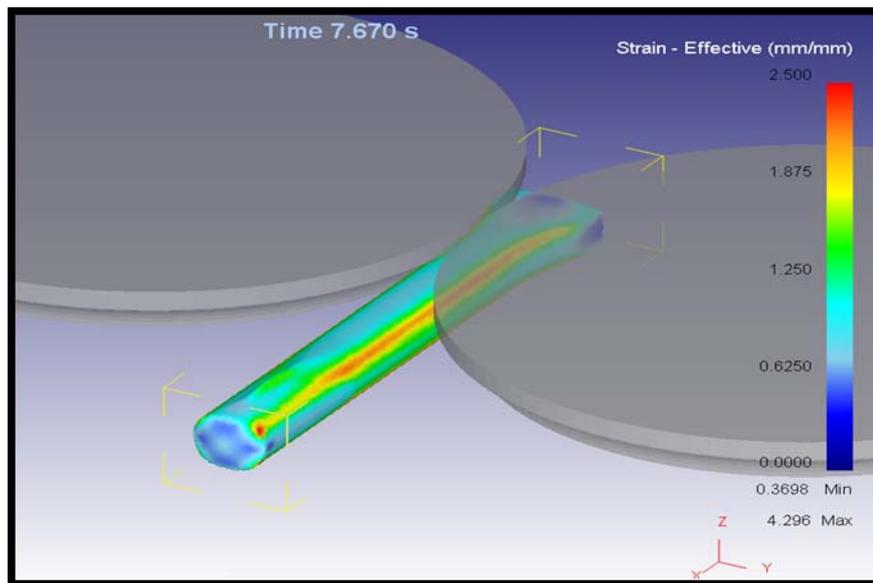


Figura 4.3 Representação gráfica da simulação numérica da deformação plástica imposta ao material no segunda passe de laminação.

O segundo passe de laminação gera uma alteração da geometria da secção transversal da barra oval para redonda, além da redução de área total dessa secção. Observa-se no segundo passe uma maior quantidade de deformação concentrada próxima à superfície da barra, mais precisamente nos vértices remanescentes da barra inicial com secção transversal quadrada, que são forçados a assumir uma geometria redonda com área total reduzida (ver Figura 4.3).

A deformação é transmitida no sentido radial em direção ao núcleo da barra, e concentra maior quantidade de deformação nas regiões superficiais correspondentes aos antigos vértices da barra inicial com secção transversal quadrada e em suas regiões vizinhas. Gera-se dessa forma um perfil em "X" da deformação na secção transversal da barra redonda resultante do segundo passe de laminação, como mostrado na Figura 4.4. Além disso, algumas regiões fora do perfil "X" também sofrem deformações consideráveis, mas em menor quantidade (mínima 0,318).

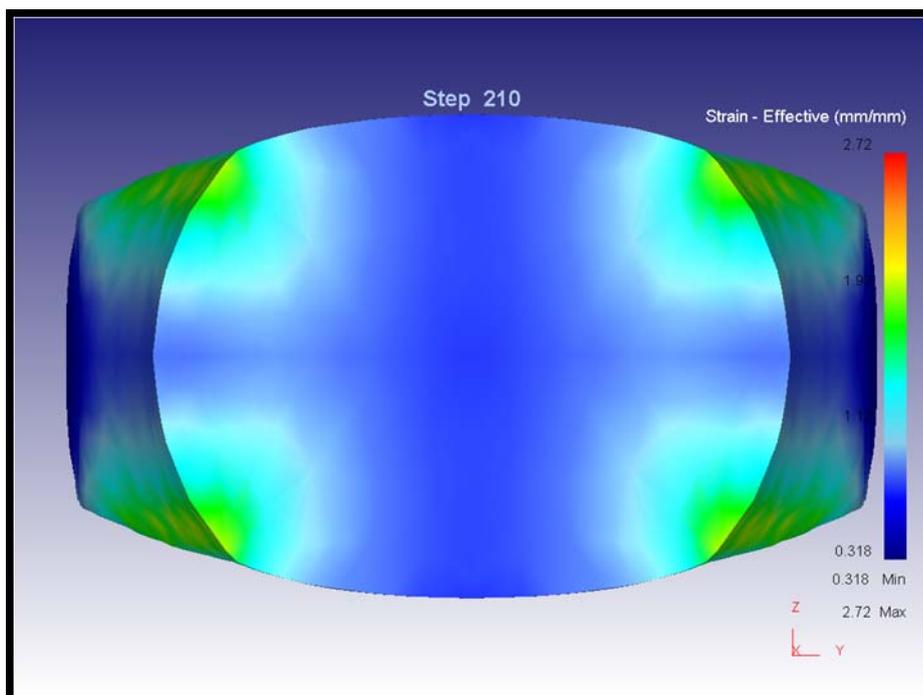


Figura 4.4 Variação ao longo da seção transversal da barra da deformação aplicada na cadeira 2

4.2 Variação da taxa de deformação

Outro parâmetro importante da laminação é a taxa de deformação. Nas Figuras 4.5 e 4.6 estão representadas as taxas de deformações imposta ao tarugo no exato momento em que os rolos realizam a deformação.

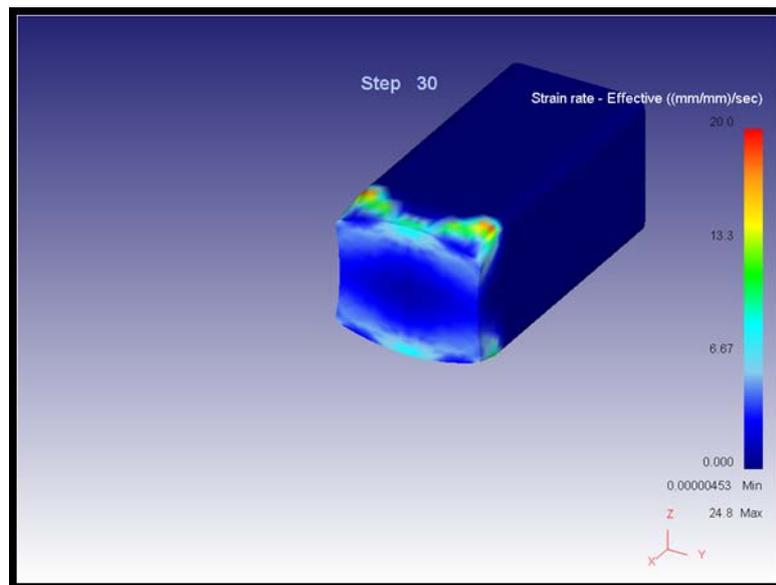


Figura 4.5 Taxa de deformação aplicada na primeira cadeira

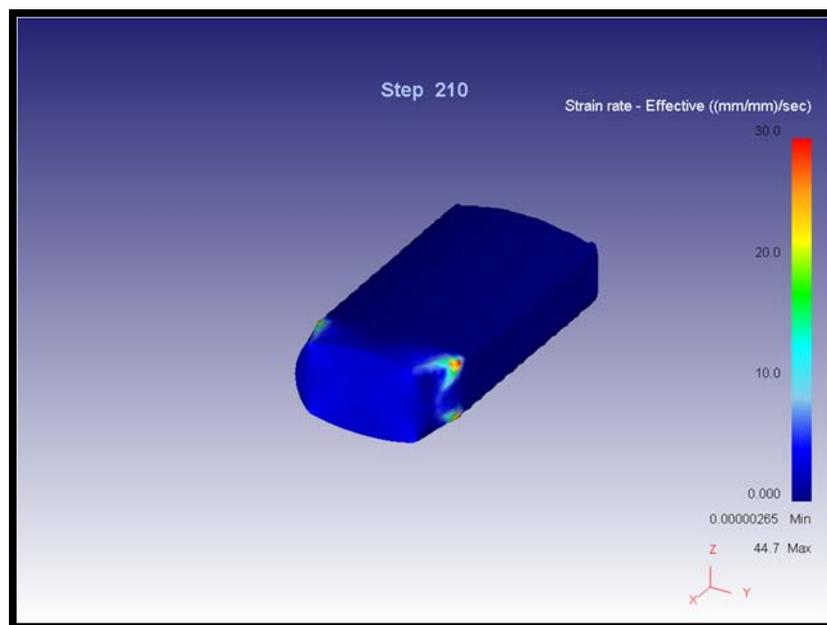


Figura 4.6 Taxa de deformação aplicada na segunda cadeira

A taxa de deformação aplicada representa a relação entre a deformação imposta ao material e o tempo necessário para realizar a deformação. Este parâmetro é muito importante para análise da metalurgia da liga. E como pode ser visto nas Figuras 4.5 e 4.6, a distribuição de taxa de deformação se assemelha a distribuição de deformação, sendo que os cantos dos perfis são

muito mais rapidamente deformados do que outras regiões do mesmo tarugo. Assim, a cinética das transformações que ocorrem nos cantos da barra laminada será bem diferente da observada em outras regiões.

Quanto maior for a taxa de deformação aplicada mais rápido serão os mecanismos de recristalização, com isto esta diferença mostrada ao longo da seção transversal influencia em muito a microestrutura final do produto com grãos diferentes. Esta diferença de microestrutura tem que ser a mínima possível, pois uma variação dessa é muito prejudicial a esta aplicação de implantes cirúrgicos.

4.3 Variação da temperatura

As Figuras 4.7 e 4.8 mostram resultados da simulação numérica da distribuição de temperaturas no tarugo laminado na primeira cadeira. Vale lembrar que a temperatura inicial é de 1100°C no tarugo e 30° nas ferramentas.

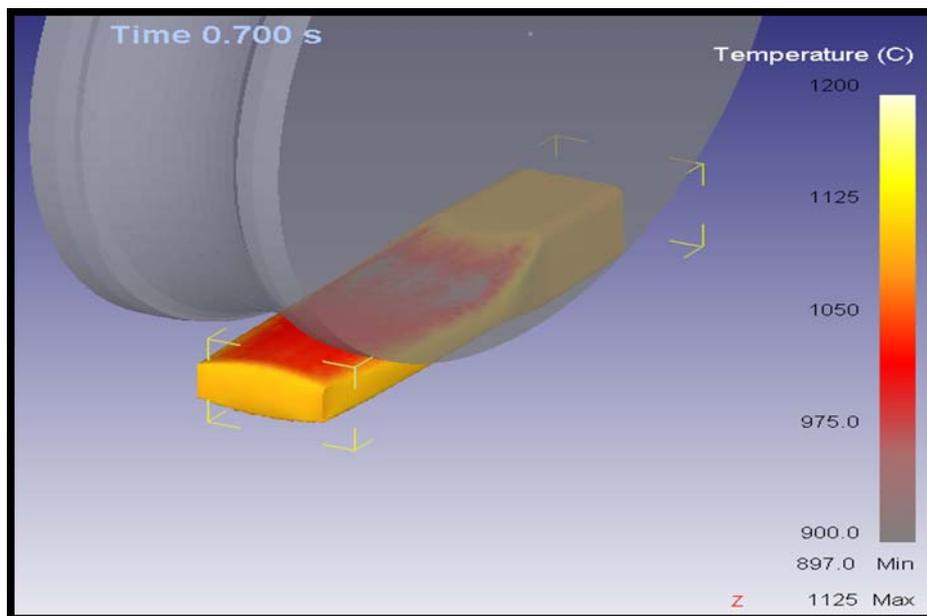


Figura 4.7 Representação gráfica da simulação numérica da evolução térmica sofrida pelo material durante o primeiro passe de laminação a quente

Durante a laminação, ocorrem transferências de calor da barra em contato com o ar atmosférico por radiação, convecção térmica e devido ao contato do material com a ferramenta de conformação por condução térmica,

no caso, os cilindros de laminação. Ocorre também um ganho de temperatura no material devido ao aquecimento adiabático proveniente da energia de deformação aplicada, a qual é em sua maior parte convertida em calor.

Pode-se ver que as maiores variações térmicas são observadas nas superfícies de contato entre as ferramentas e o material, como mostrado na Figura 4.7. O menor valor observado é de 897°C em pontos da superfície do material em contato com os rolos de laminação. Todavia, os gradientes térmicos dentro do volume do material são muito menores, como pode ser visto na Figura 4.8.

O aquecimento adiabático não é muito perceptível pela escala de cores das Figuras 4.7 e 4.8, mas pode-se observar que a temperatura máxima atingida é 1125°C segundo a Figura 4.7 e 1120°C observado na Figura 4.8. Esta diferença de temperatura observada entre as duas imagens pode ser associada a gradientes térmicos existentes ao longo do tarugo.

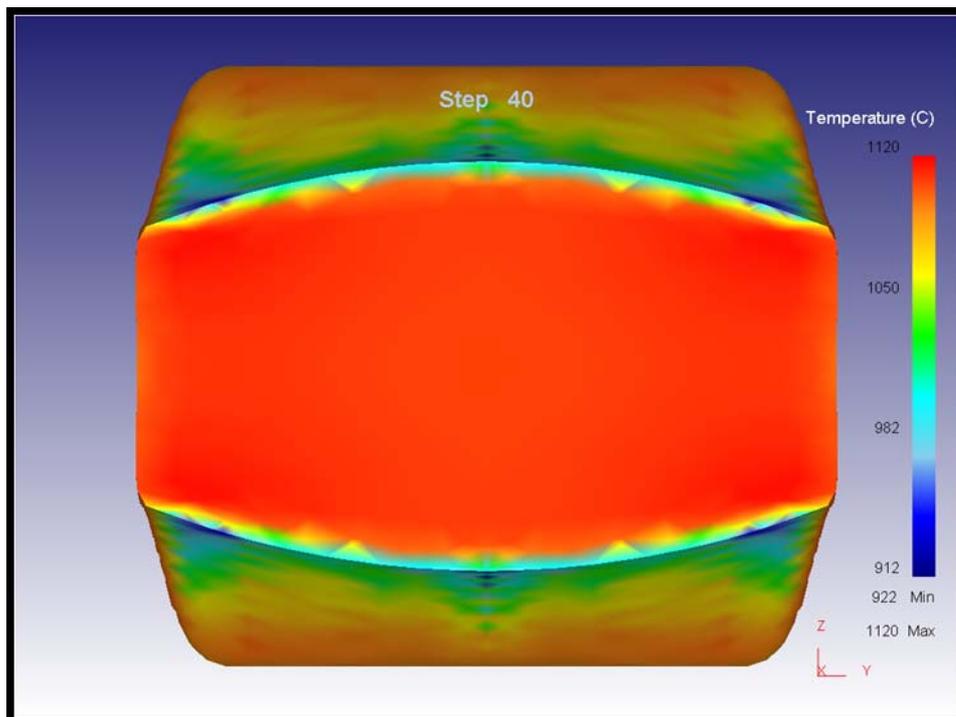


Figura 4.8 Gradiente de temperatura da barra durante simulação do processo de laminação na primeira cadeia

O material que está em contato direto com os rolos de laminação apresenta uma queda de temperatura impulsionada pela troca de calor com os rolos. Já no núcleo onde não tem este contato a perda de temperatura é muito pequena

e, além disso, ainda tem o aquecimento adiabático que é maior no núcleo do material, o que explica esta diferença relativamente grande entre a superfície do material e seu centro. Alguns pontos de contato com os rolos podem chegar a temperatura próximas a 900°C e o núcleo ainda continua mais quente com temperaturas de até 1120°C.

Após o término da deformação a barra continua a troca de calor com o meio ambiente. As Figuras 4.9 e 4.10 mostram a distribuição de temperatura imediatamente e 4 segundos após o término do primeiro passe.

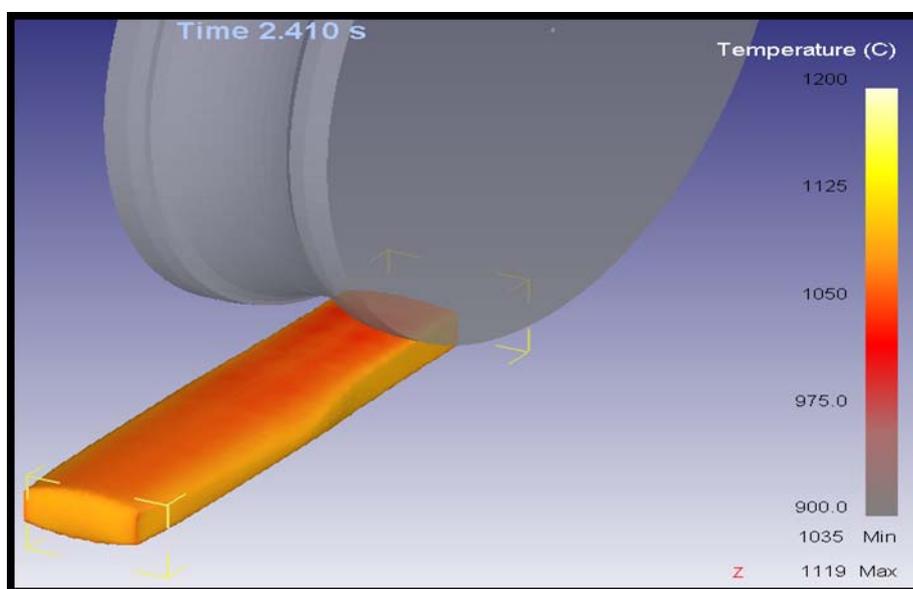


Figura 4.9 Representação gráfica da simulação numérica por DEFORM 3D® da evolução térmica sofrida pelo material imediatamente após o término do primeiro passe (Cadeira 1) de laminação a quente.

Pode ser observado na Figura 4.9 um processo de redução das diferenças térmicas entre o núcleo e a superfície da barra por condução de calor no material, uma vez que a amplitude térmica (diferença entre as temperaturas máximas e mínimas atingidas) cai sensivelmente de 228°C durante a laminação (Figura 4.7) para 84°C imediatamente após o primeiro passe de laminação (Figura 4.9).

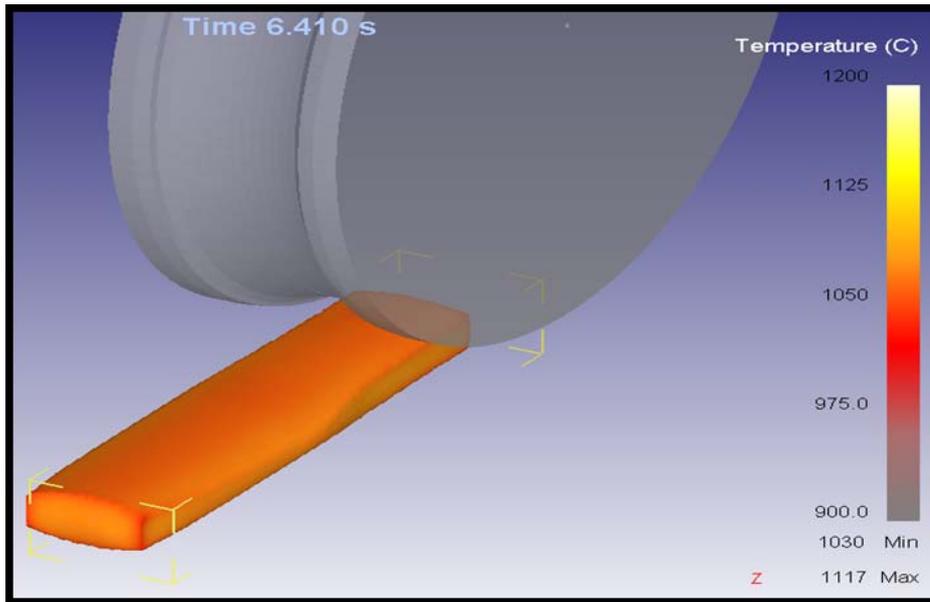


Figura 4.10 Representação gráfica da simulação numérica da evolução térmica sofrida pelo material exposto ao ar atmosférico por 4 segundos após o término do primeiro passe de laminação a quente

Após 4 segundos em resfriamento estático após o final da laminação completa da barra, observa-se na Figura 4.10 a continuidade do processo de redução das diferenças térmicas entre o núcleo e a superfície da barra, e início do processo de aumento desse gradiente térmico por excesso de perdas térmicas na superfície do material em contato com o ar atmosférico. Deste modo, a amplitude térmica sobe de 84°C imediatamente após o primeiro passe de laminação para 87°C após 4 segundos em repouso, devido à redução na temperatura da superfície ocorrida durante esse tempo em repouso, principalmente localizada nos cantos e extremidades da barra. Mínima temperatura atingida: 1030°C.

As Figuras 4.11 e 4.12 mostram os resultados da simulação do segundo passe.

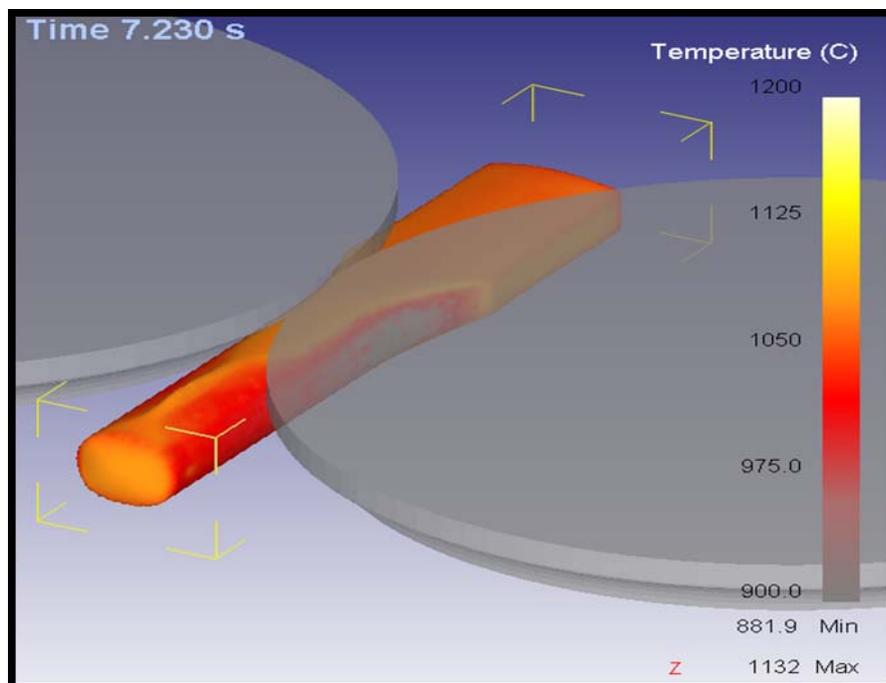


Figura 4.11 Representação gráfica da simulação numérica da evolução térmica sofrida pelo material durante o segundo passe de laminação

Na simulação do segundo passe de laminação da liga ASTM F138 também pode ser observado que as maiores variações térmicas ocorrem devido ao contato do cilindro com o tarugo, chegando ao mínimo de 881,9°C em pontos na superfície do material em contato com o cilindro de laminação.

Observa-se que o aquecimento adiabático do segundo passe é próximo ao observado no primeiro passe; a temperatura máxima atingida é 1132°C, acima da temperatura inicial de entrada conforme mostra a Figura 4.11 e 1120°C como visto na Figura 4.12.

O gradiente térmico observado no material durante o segundo passe, como mostra a Figura 4.12, principalmente entre o núcleo mais quente e os pontos mais frios da superfície da barra, é próximo ao observado no primeiro passe. Fato esperado, uma vez que as condições de laminação são muito próximas.

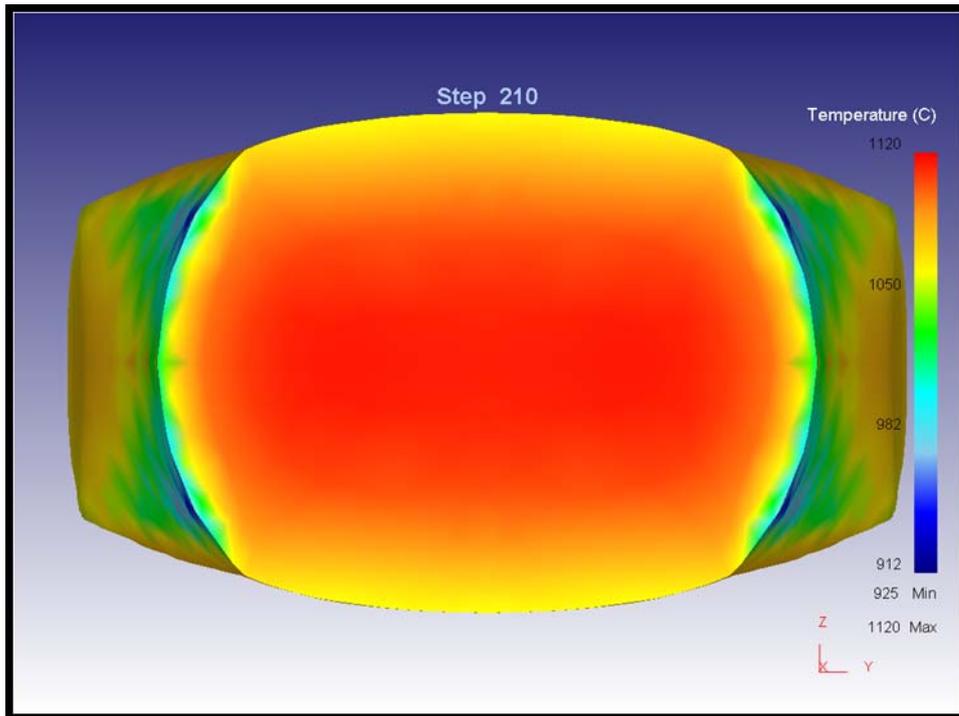


Figura 4.12 Gradiente de temperatura da barra durante simulação do processo de laminação na segunda cadeia

4.4 Variação da Tensão Aplicada

As Figuras 4.13 e 4.14 mostram a evolução da tensão aplicada no primeiro passe, quando a área transversal do tarugo foi transformada de quadrada para oval. Vê-se nestas figuras a distribuição da tensão aplicada na ponta do tarugo quando o mesmo começa a ser deformado. A variação de cores ilustra o nível de tensão em certos pontos do material. Os pontos de maior contato com o cilindro identificam os lugares de maior tensão aplicada. Pode-se observar, também, que a barra inteira está submetida a um estado de tensão, isto se deve ao agarramento dos cilindros no tarugo que está sendo laminado.

A escala de cores mostra que em certos pontos da barra a tensão aplicada pode chegar a 291,8 MPa, sendo que em outros pontos de contato com o cilindro os valores da tensão ficam em média entre 180 a 190 MPa, de acordo com a Figura 4.13. Observando a Figura 4.14, pode-se dizer que tensão

no núcleo do tarugo é algo menor que na superfície, sendo que seu valor próximo a 100 MPa.

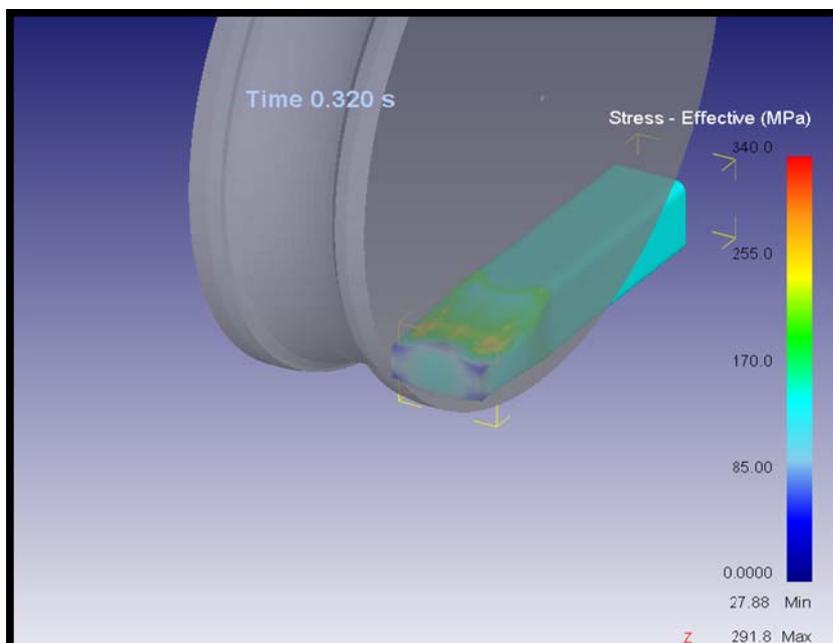


Figura 4.13 Variação da tensão aplicada na primeira cadeira

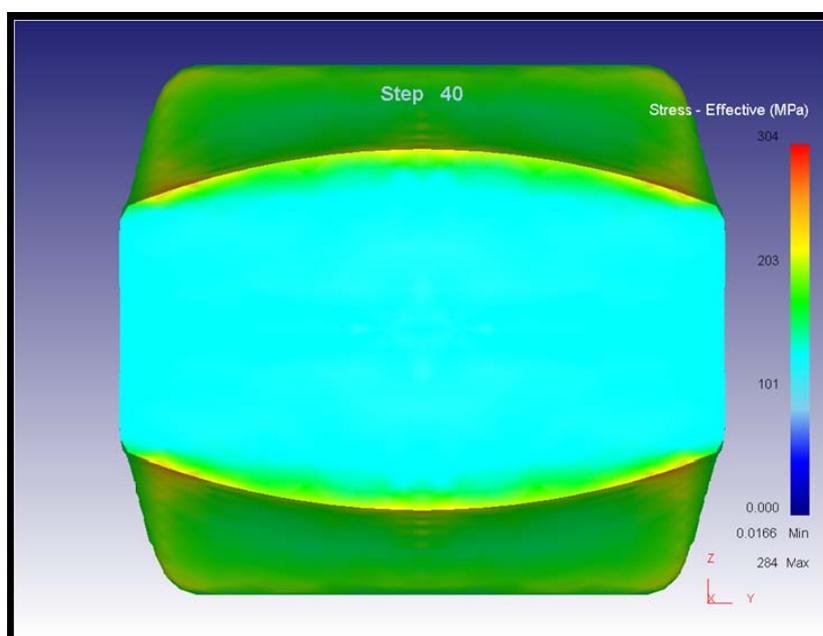


Figura 4.14 Variação da tensão aplicada na seção transversal do tarugo laminado na primeira cadeira

As Figuras 4.15 e 4.16 mostram os resultados da simulação do segundo passe. Comparando a Figura 4.13 com a Figura 4.15, pode-se ver que

conforme o tarugo é laminado, o estado de tensão na parte deformada tende para zero, embora a parte não deformada, que ainda não entrou em contato com os rolos, está submetida a um estado significativo de tensões.

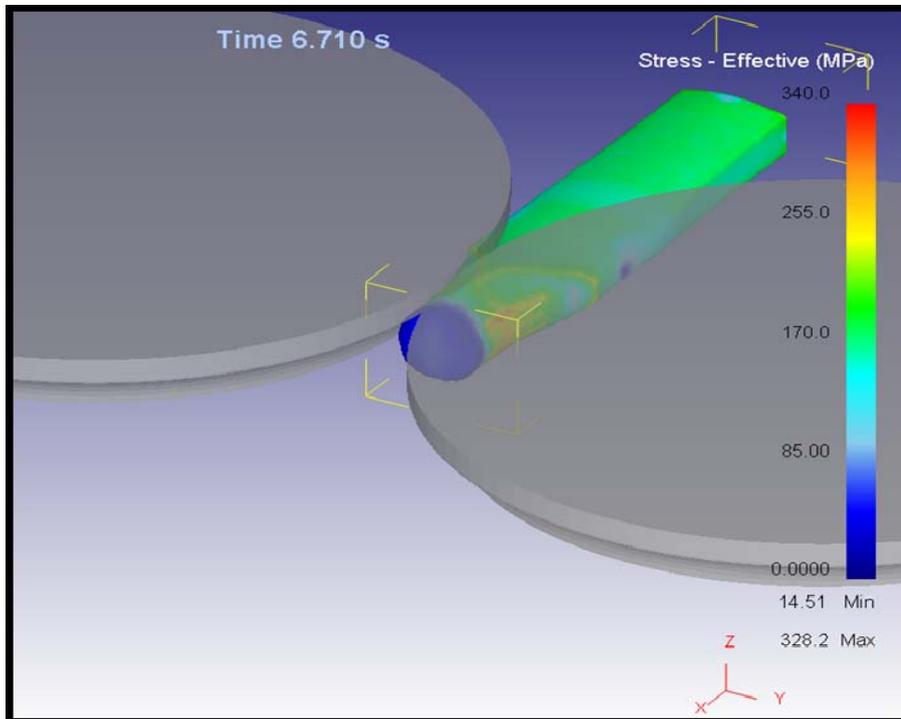


Figura 4.15 Variação da tensão aplicada na segunda cadeira

Esta deformação chamada oval-redondo apresenta uma forte sollicitação nas superfícies onde há o contato com os cilindros. A coloração mais amarelada com alguns pontos em vermelho identifica o grau de tensão aplicada ao tarugo para realizar a deformação imposta. Em certos pontos do tarugo a tensão aplicada chegou a valores maiores que 300 MPa, enquanto outras áreas apresentaram valores semelhantes aos apresentados na cadeira anterior.

De acordo com a Figura 4.15 pode ser visto que a superfície está submetida a tensões maiores que o núcleo, mostrando que o esforço aplicado durante uma laminação é muito maior na superfície do material do que no núcleo. Na superfície a tensão aplicada chega a 300 MPa, enquanto que em alguns pontos do núcleo pode chegar a tensões próximas a 100 MPa.

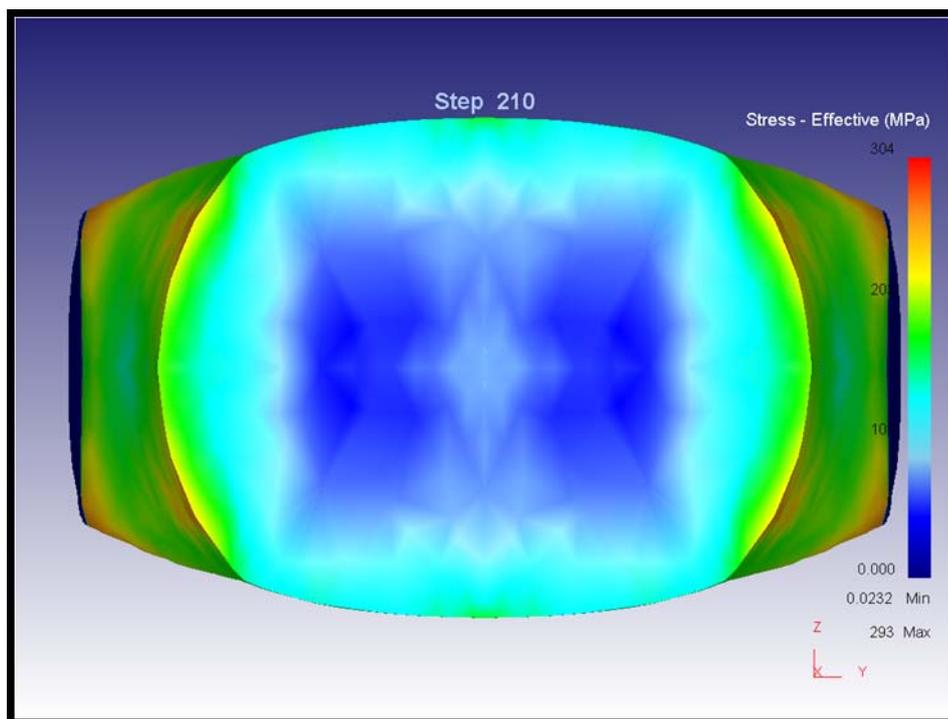


Figura 4.16 Variação da tensão aplicada na seção transversal do tarugo laminado na primeira cadeira

4.5 Dependência da tensão aplicada e da evolução microestrutural com as condições de deformação

É bem conhecido que o esforço que uma máquina deve fazer para deformar um dado material é função da deformação e das condições de deformação, ou seja: da temperatura e taxa de deformação.

A Figura 3.15 mostra as curvas de escoamento plástico utilizadas neste trabalho. Essas curvas descrevem o comportamento plástico do aço 316L, segundo o banco de dados do DEFORM. Vê-se nessas curvas que o material tem em algumas condições o comportamento de materiais que recristalizam dinamicamente e em outras encruamento e recuperação dinâmica apenas. Todavia, de uma forma geral pode-se dizer que o nível de tensão de escoamento aumenta continuamente com a deformação, ressaltando um pequeno decréscimo após o pico de tensão nas condições de recristalização dinâmica.

Os resultados desse trabalho apresentados neste capítulo indicam que os maiores níveis de deformação ocorrem próximos as superfícies do tarugo, mais

especificamente nos vértices do quadrado. Resultado semelhante foi observado para os gradientes de deformação. A distribuição de temperatura durante as laminações tem um comportamento inverso ao observado com as distribuições de deformação e de taxa de deformação.

Considerando que a tensão aumenta com a deformação, com a taxa de deformação e com a queda de temperatura é esperado que os maiores níveis de tensão sejam encontrados nas superfícies e os menores no núcleo dos tarugos, com foi encontrado nas simulações realizadas.

Normalmente numa laminação quando ocorrem rompimentos, estes ocorrem nas extremidades das barras, e isto é facilmente identificado nas simulações apresentadas neste trabalho, pois a deformação nos cantos é muito superior a do núcleo das barras. E além da deformação ser maior, foi possível identificar também que existe uma perda por temperatura na superfície fazendo com que o material neste local perca plasticidade e esteja mais susceptível a rompimentos.

Baseado nos resultados obtidos pode-se especular sobre os gradientes microestruturais dentro das barras. Pode-se esperar que, após grandes deformações, o material esteja completamente recristalizado no centro dos tarugos, enquanto que a superfície ainda apresente uma microestrutura com grãos alongados.

Esta questão de gradientes microestruturais durante a laminação pode também trazer problemas no final de laminação e posterior solubilização. Os grãos alongados nas superfícies do material, que por possuírem diferentes graus de deformação e temperatura de processamento final menor, quando reauecidos a uma certa temperatura durante o tratamento térmico, os mecanismos de recristalização e crescimento de grão serão diferentes do núcleo para a superfície e com isso a estrutura do material não será homogênea.

Outro caso real que pode ser entendido por esta simulação é a questão do fenômeno conhecido como “over heating” que é um descolamento dos contornos dos grãos devido à alta temperatura local. Este tipo de defeito normalmente ocorre no núcleo das barras ou das bobinas laminadas e é

conseqüência de altas temperaturas encontradas na laminação no núcleo das mesmas.

Estes tipos de problemas citados acima como rompimentos, grãos alongados na superfície de barras e defeitos internos nos núcleos, são todos problemas reais que com este tipo de simulação pode-se identificar as suas causas, e assim, é possível muitas vezes mudar parâmetros na simulação antes de propor numa escala industrial, diminuindo refugos e problemas em linha.

5. CONCLUSÕES

Na laminação quadrado – oval, as extremidades das barras são submetidas a gradientes de deformações bem diferentes dos encontrados dentro da barra.

Na laminação oval – redondo a deformação transmitida é no sentido radial em direção ao núcleo da barra, e concentra maior quantidade de deformação nas regiões superficiais correspondentes aos antigos vértices da barra inicial com secção transversal quadrada e em suas regiões vizinhas, gerando dessa forma um perfil em “X” da deformação na secção transversal da barra redonda.

A superfície da barra apresenta uma temperatura mais baixa, isto se deve à troca de calor da superfície do tarugo com o cilindro e com a atmosfera que faz com que o tarugo perca temperatura.

Ainda no núcleo tem-se o ganho de calor pelo aquecimento adiabático, aumentando ainda mais o gradiente, em que pode chegar até 220°C.

Durante o intervalo entre passes existe um processo de redução do gradiente, pois existe uma condução de calor do núcleo para a superfície que tende a deixar as temperaturas mais próximas chegando a uma diferença de 84°C.

Após este intervalo, logo quando começa a segunda laminação a superfície que fica em contato com a atmosfera começa a perder temperatura novamente chegando na diferença da superfície do núcleo em torno de 87°C.

Esta deformação chamada oval-redondo apresenta uma forte sollicitação nas superfícies onde há o contato com os cilindros, certos pontos do tarugo a tensão aplicada chegou a valores de mais de 300 MPa enquanto no núcleo a tensão fica em torno de 100MPa.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com os dados metalúrgicos do material como $t_{0,5}$ junto com equações de recristalização, neste software é possível prever o comportamento metalúrgico de recristalização e crescimento de grão desta liga, portanto juntando este trabalho com projetos de caracterizações microestruturais pode ser uma boa ferramenta para previsão de propriedades mecânicas antes da laminação, podendo mudar parâmetros de processo visando atingir tais propriedades antes de usar em escala industrial.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] COSTA E SILVA, A.L.V da.; MEI, P. R. Aços e Ligas especiais. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 646p.
- [2] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook**: Properties and selection: Iron and Steels. v.1. Metals Park: Ohio, 1990.
- [3] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook**: Failure Analysis and Prevention. v.11. Metals Park: Ohio, 1990
- [4] VILLAMIL, R.F.V. et. al. Aços inoxidáveis em implantes ortopédicos: fundamentos e resistência à corrosão. **Revista Brasileira de Ortopedia e Traumatologia**. v.37, n.11/12, p. 471-476, 2002.
- [5] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM F138 (86)**: Standard specification for stainless steel bar and wire for surgical implants (Special Quality). West Conshohocken, PA: ASTM, 1986.
- [6] BASRIDAS, J. M. A study on the stability of AISI 316L stainless steel pitting corrosion through its transfer function. **Corrosion Science**. v.43, n.2, p. 269-281. feb. 2001.
- [7] MAGRO, Douglas. Relatório de caracterização da liga ASTM F138 X AISI 316L. Sumaré: Villares Metals, 2008.

- [8] Y. Lee a, , S. Choi a, P.D. Hodgson. Analytical model of pass-by-pass strain in rod (or bar) rolling and its applications to prediction of austenite grain size. **Materials Science and Engineering A**. v. 336, n.1-2, p.177–189, oct. 2002.
- [9] JORGE Jr, A.M.; BALANCIN, O. - “**Modelamento e Predição de Curvas de Escoamento Plástico em Altas Temperaturas e Altas Taxas de Deformação**”, Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais (ABM), Vol. 2, p. 207-218., São Paulo-SP, Brasil, 1994.
- [10] PADILHA, A. F.; SICILIANO JR., F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. 232p.
- [11] DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653p.
- [12] **Simulação física do processo metalúrgico**. Disponível em: <<http://www.dema.ufscar.br/termomec/olab.html>> .Acesso em: 10/08/2009.
- [13] REED-HILL, R.E. **Physical Metallurgy Principles**. 2.ed. Boston: Van Nostrand Reinhold, 1973. 920p.

- [14] FROTA JÚNIOR, Roberto Tibúrcio Canito. **Avaliação de Parâmetros do Processo de Forjamento a Quente em Matriz Aberta pelo Método de Elementos Finitos**. 2009. 123f. Tese de mestrado. Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.
- [15] SCIENTIFIC FORMING TECHNOLOGIES CORPORATION (SFTC). **DEFORM 3D User's Manual**. Columbus, 2007.
- [16] HELMAN, H.; CETLIN, P. R. **Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais**. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1983. 170p.
- [17] KOBAYASHI, S.; OH, S.; ALTAN, T. **Metal Forming and the Finite-Element Method**. New York: Oxford University Press, 1989. 377p.
- [18] BOËR, C. R. et all. **Process Modelling of Metal Forming and Thermomechanical Treatment**. Heidelberg: Springer-Verlag Berlin, 1986. 410p.
- [19] CABRERA, J.M.; PONCE, J.; PRADO, J.M. Modeling thermomechanical processing of austenite, **Journal of Materials Processing Technology**. v. 143-144, p. 403–409, 2003,
- [20] CHOHI, M. et al. Prótese metal/metal: uma tendência?. **Revista Brasileira de Ortopedia**, v.32 n.10, p.760-766, out. 1997.

- [21] COTTIS, R.A., HUSAIN, Z. Corrosion-fatigue initiation processes in a maraging steel. **Metals Technology**, v.9, p.104-108, mar. 1982.
- [22] GIORDANI, E.J.; FERREIRA, J.; BALANCIN, O. Propriedades mecânicas e de corrosão de dois aços inoxidáveis austeníticos utilizados na fabricação de implantes ortopédicos. **Revista Escola de Minas**. v.60, n.1, p.55-62, mar. 2007.
- [23] JAIMES, Ruth Flavia Vera Villamil. Et all. Evolução temporal da interfase aço inoxidável P558/solução de cloreto de sódio por espectroscopia de impedância eletroquímica. **Revista Escola de Minas**, v.60, n.1, pp. 63-68, 2007.
- [24] K. Karhausen, K. Kopp, M.M. De Souza, Numerical simulation method for designing thermomechanical treatments. **Scandinavian Journal of Metallurgy**. v. 20, n.6, 1991. 351-363.
- [25] KIM, S-I; YOO, Y-C. Dynamic recrystallization behavior of AISI 304 stainless steel. **Materials Science and Engineering A**. v. 311, n.1-2, p.108–113, jul. 2001.
- [26] LAASRAOUI, A.; JONAS, J.J. - Prediction of Steel Flow Stresses at High Temperatures and Strain Rates. **Metallurgical Transactions**. v.22, n.7, p. 1545-1558, jul.1991.
- [27] OH, S. I.; WU, W. T.; ARIMOTO, K. Recent Developments in Process Simulation for Bulk Forming Process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 111, p. 2-9, 2001.

- [28] SELLARS, C.M. Modeling microstructural development during hot Rolling, **Material Science and Technology**. v.6, 1990, p.1072-1081.
- [29] SIVAKUMAR, M. et al. Investigation of fatigue failures of a stainless steel orthopedic implant device. **Journal of Materials engineering and Performance**, v.3, n.1, p. 111-113, 1994.
- [30] SIVAKUMAR, M. RAJESWARI, S. Corrosion induced failure of stainless steel orthopedic implant device. **Steel Research**, v.66, n.1, p.35-38, 1995.
- [31] SUNG-IL, Kim; YOUNGSEOG, Lee; BYOUNG-LOK, Jang. Modeling of recrystallization and austenite grain size for AISI 316 stainless steel and its application to hot bar rolling. **Materials Science and Engineering**. v.357, p.235-239, 2003.
- [32] T. SAKAI, J.J. JONAS, Dynamic recrystallization: mechanical and microstructural conditions, **Acta Metallurgica**. 32 (1984) 189-209.
- [33] Vogt, j. b. et al. Sensitivity of a high austenitic stainless steel to fatigue crack initiation. **Iron Steel Institute Japan International**, v.36, n. 7, p.862-866, 1996.
- [34] YAMAGUCHI, K., KANAZAWA, K. Influence of grain size on the low-cycle fatigue lives of austenitic stainless at high temperatures. **Metallurgical Transactions A**, v.11, n.10, p.1691-1699, 1980.
- [35] YU, J. et al. Corrosion-fatigue resistances of surgical implants stainless-steels and titanium-alloy. **Corrosion Science**. v.35, n.1-4, p.587-597, 1993.