

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

**PESQUISA EM CONSOLIDAÇÃO DO FECHAMENTO DE VAZIOS INTERNOS
EM PRODUTOS FORJADOS NO AÇO W.Nr. 1.2738 MODIFICADO**

Gustavo Acarine Ferraz de Campos

**São Carlos - SP
2018**

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

**PESQUISA EM CONSOLIDAÇÃO DO FECHAMENTO DE VAZIOS INTERNOS
EM PRODUTOS FORJADOS NO AÇO W.Nr. 1.2738 MODIFICADO**

Gustavo Acarine Ferraz de Campos

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

Orientador: Dr. Alberto Moreira Jorge Junior

São Carlos - SP
2018

DEDICATÓRIA

À minha esposa Kamilla, aos meus pais José Augusto e Maria Lúcia, meu irmão Ulisses e toda a minha família pelo incentivo e apoio incondicional que sempre me deram.

VITAE DO CANDIDATO

Engenheiro de Materiais pela UFSCar (2010).

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Folha de Aprovação

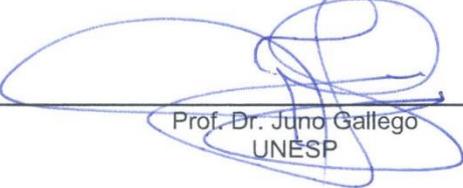
Assinaturas dos membros da comissão examinadora que avaliou e aprovou a Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Gustavo Acarine Ferraz de Campos, realizada em 23/11/2018:



Prof. Dr. Alberto Moreira Jorge Junior
UFSCar



Prof. Dr. Daniel Rodrigo Leiva
UFSCar



Prof. Dr. Juno Gallego
UNESP

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, pela a paz e saúde durante toda essa caminhada.

Ao meu orientador Professor Doutor Alberto Moreira Jorge Junior, pela orientação, dedicação, incentivo e paciência em todo o decorrer deste trabalho

Agradeço ao amigo e colega de trabalho Roberto Frota, por sua contribuição com sua experiência e discussões valorosas.

A toda a equipe da Villares Metals S.A., pelo apoio e amizade, além do fornecimento das amostras da liga VP20ISO e pelo suporte para a realização deste trabalho.

Aos funcionários do PPGCEM – UFSCar, por seu suporte durante todo meu mestrado.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

This study was financed in part by the Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Finance Code 001.

RESUMO

Na solidificação de lingotes de aço, espera-se que vazios internos sejam formados no seu interior os quais, se permanecerem no produto após a etapa forjamento, afetam negativamente a sua performance e propriedades e por isso devem ser eliminados. Objetivando a eliminação destes vazios, os parâmetros do processo de forjamento devem escolhidos de uma maneira que propiciem a consolidação do fechamento mecânico. Como atualmente não há ensaios padronizados para se analisar a influência das variáveis de processo, este trabalho busca desenvolver um ensaio que simule fisicamente as condições de conformação mecânica para, em seguida fazer simulações termomecânicas para se determinar as condições de deformação e temperatura em que a consolidação do fechamento de vazios internos seja completada em aços para moldes de plástico. A região da interface de contato foi então analisada por microscopia óptica para se determinar a efetividade do fenômeno da consolidação do fechamento de vazios internos. Os parâmetros de processamento ideais para a formação de uma junção satisfatória foram encontrados e numa próxima etapa serão implementados no processo real.

Palavras-chave: Simulação Física; Soldagem por Difusão; Conformação Mecânica a Quente; Forjamento; Fechamento de Vazios

ABSTRACT

During steel ingot solidification, internal voids are expected to be formed in its interior. Such voids, if they stay in the final product after the forging step, will hurt the performance and properties of the final product, and, therefore, they must be eliminated. Aiming voids elimination, forging process parameters must be chosen in a way possible to allow diffusion bonding. So far, there are no standardized tests to analyze the influence of processing variables. Thus, this work aims to develop a test that physically simulates thermomechanical conditions to subsequently realize tests to determine the conditions of strain and temperature so that the diffusion bonding may occur in steels' molds for polymers. The interface region was analyzed through optical microscopy to determinate the effectiveness of the phenomena of healing voids. The ideal process parameters to a satisfactorily bond were found, and it is intended, in a next step, to implement them in a real process.

Keywords: Physical Simulation; Diffusion Bonding; Hot Metal Forming; Forging; Void Closure.

PUBLICAÇÕES

CAMPOS, G. A. F. D.; FROTA JR., R. T. C.; JORGE JR., A. M. Desenvolvimento de Ensaio para Simulação Física de Consolidação do Fechamento de Vazios Internos durante Conformação Mecânica a Quente de Aços. In: 55° SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO E CONFORMAÇÃO DE METAIS – ABM Week, 2018. São Paulo, SP. **Anais do 55º Seminário de Laminação e Conformação**, 2018.

CAMPOS, G. A. F. D.; FROTA JR., R. T. C.; JORGE JR., A. M. Determinação dos Parâmetros do Processo de Forjamento Necessários para Consolidação do Fechamento de Vazios Internos em Aços. In: 22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE FORJAMENTO – 38º SENAFOR, 2018. Porto Alegre, RS. **Anais do 38º SENAFOR**, 2018.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

FOLHA DE APROVAÇÃO.....	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
SUMÁRIO.....	xi
ÍNDICE DE TABELAS	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS	xv
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Aços ferramenta.....	3
2.1.1 Aços ferramenta para moldes plásticos.....	4
2.1.2 Efeito dos elementos de liga.....	5
2.2 Porosidades em lingotes.....	9
2.2.1 Evolução dos gases durante a solidificação	9
2.2.2 Redução de volume metálico durante a solidificação	10
2.3 Deformação plástica	11
2.3.1 Recuperação	13
2.3.2 Recristalização	14
2.3.3 Crescimento de grão	16
2.3.4 Curva de escoamento (<i>Flow stress curve</i>)	16
2.4 Forjamento.....	18
2.4.1 Forjamento em matriz fechada	19
2.4.2 Forjamento em matriz aberta.....	20
2.5 Simulação numérica	21
2.6 Simulador termomecânico Gleeble® 1500D	23
2.7 Fechamento mecânico de defeitos	23
2.7.1 Abordagem macroscópica	23
2.7.2 Abordagem microanalítica	25
2.8 Consolidação do fechamento do vazio	26
2.8.1 Deformação de microasperezas.....	27
2.8.2 Transporte de massa por difusão	29

2.8.3	Migração de interface	33
2.9	Consolidação do fechamento do vazio interno durante o forjamento	34
3	MATERIAIS E MÉTODOS	37
3.1	Aço W.Nr. 1.2738 modificado	37
3.2	Ensaio de consolidação do fechamento do vazio interno	37
3.3	Metalografia	45
3.4	Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	46
3.5	Determinação das curvas de escoamento	46
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	51
4.1	Desenvolvimento de ensaio de consolidação do fechamento de vazios internos.....	51
4.1.1	Primeira campanha.....	51
4.1.2	Segunda Campanha.....	53
4.1.3	Terceira Campanha	56
4.1.4	Definição do ensaio	58
4.2	Curvas de escoamento	59
4.3	Curvas de consolidação do fechamento do vazio interno	60
4.4	Qualificação das interfaces consolidadas	65
4.4.1	Caracterização das interfaces no MEV.....	67
4.5	Análise das interfaces consolidadas	69
5	CONCLUSÕES.....	73
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	75
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	77

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 - Classificação AISI para aços ferramenta [3].	4
Tabela 3.1 - Composição química do aço utilizado, corrida 4853861	37
Tabela 3.2 - Design de experimentos.....	43
Tabela 3.3 - Parâmetros para a correção de atrito.....	49

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 – Efeito de (a) quantidade de carbono, (b) elementos de liga a 1% C na transformação martensítica [9].	6
Figura 2.2 - Efeito dos elementos de liga na temperabilidade dos aços [10].	7
Figura 2.3 – Efeitos de endurecimento de vários elementos dissolvidos na ferrita [12].	8
Figura 2.4 – Efeitos dos elementos químicos no campo γ do diagrama Fe-Fe ₃ C (a) Manganês; (b) Molibdênio e (c) Cromo [12].	8
Figura 2.5 – Solubilidade do hidrogênio no ferro em função da temperatura, pressão e as diferentes fases do ferro, alfa (α), gama (γ), delta (δ) e líquido (L). [17].	10
Figura 2.6 – Resultado de simulação computacional de um lingote de 100 toneladas pelo critério de Niyama, onde há maior probabilidade de ocorrência de porosidade para valores menores. [19].	11
Figura 2.7 – Curva típica de tensão-deformação, mostrando o limite elástico P [21].	12
Figura 2.8 - Alterações na microestrutura durante processo termomecânico (a) encruado ou recuperado (b) início da recristalização (c) final da recristalização (d) e (e) crescimento dos grãos [23].	13
Figura 2.9 – Curva de tensão-deformação mostrando a ocorrência de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica [24].	14
Figura 2.10 - Curva tensão-deformação esquemática mostrando a recristalização dinâmica para (a) altas taxas de deformação e (b) baixas taxas de deformação [22].	15
Figura 2.11 - Peça forjada pela Villares Metals S.A. em prensa de matriz aberta de 50 MN a partir de um lingote de 45 toneladas.	18
Figura 2.12 - Forjamento em matriz fechada [32].	19
Figura 2.13 – Forjamento em matriz aberta com ferramental em forma de “V” pela empresa Villares Metals S.A. em uma prensa hidráulica de 50 MN [34].	20
Figura 2.14 - Relacionamento entre os módulos de um software de elementos [36].	22

Figura 2.15 – Volume relativo de vazios (a) bigorna V de 135°, redução de 24%, (b) bigorna plana, redução de 24%, (c) redução de 22,2% após rotação de 90° [41].	25
Figura 2.16 – Sequência dos estágios no processo de soldagem a frio. (a) contato inicial, (b) primeiro estágio de deformação da superfície, (c) segundo estágio de difusão atômica para os vazios e migração de contorno de grão, (d) terceiro estágio de difusão atômica para os vazios [48].	27
Figura 2.17 – Efeito do tempo da aplicação de carga na presença de vazios na interface de aço de alta usinabilidade, consolidadas a temperatura de 1000°C e carga de 3 kN. (a) ligação incompleta a 10 s, (b) ligação completa a 20 s [54].	28
Figura 2.18 – Rotas de transferência de material, onde a linha tracejada é o tamanho original do vazio e a contínua é o tamanho atual, (a) mecanismos pela superfície, (b) mecanismos pela interface e (c) deformação do pescoço [47].	31
Figura 2.19 – Curvas calculadas computacionalmente para a fração da superfície soldada a frio do cobre variando-se a temperatura e tempo. Para cada região do mapa o número indica o mecanismo dominante [47].	32
Figura 2.20 – Imagens de um microscópio eletrônico de varredura da característica das interfaces a consolidadas a mesma temperatura e pressão mas para diferentes acabamentos superficiais e tempos [53].	34
Figura 3.1 - Corpo de prova com contato de 10 mm de diâmetro. a) Fotografia. b) Desenho e dimensões do conjunto com a interface identificada pela linha pontilhada, dimensões em mm.	38
Figura 3.2 - Montagem do equipamento mostrando os corpos de prova sendo segurados pelas garras de cobre e o posicionamento dos termopares.	39
Figura 3.3 – Simulação numérica da operação de recalque com deformação de 0,40 a 1250°C, mostrando a distribuição da deformação efetiva.	40
Figura 3.4 - Visão geral da simulação no início do ensaio e no final mostrando o resultado de deformação efetiva	41
Figura 3.5 - Localização dos pontos para cálculo da média da deformação.	42
Figura 3.6 - Gráfico resultante da correlação entre deformação e deslocamento para o ensaio de consolidação do fechamento de vazios.	42
Figura 3.7 - Esquema da variação do tempo, temperatura, força e deformação.	44

Figura 3.8 – Exemplo da tela de programação do ensaio no equipamento Gleeble® 1500D.....	44
Figura 3.9 - Representação esquemática da amostra longitudinal preparada para observação microestrutural.	46
Figura 3.10 - Geometria do corpo de prova utilizado no ensaio de obtenção das curvas de plasticidade, dimensões em mm.....	47
Figura 4.1 - Corpo de prova com contato de 8 mm de diâmetro. a) Fotografia. b) Desenho e dimensões.....	52
Figura 4.2 - Esquema da variação do tempo, temperatura e força da Primeira Campanha.....	52
Figura 4.3 - Esquema da variação do tempo, temperatura e força da Segunda Campanha.....	54
Figura 4.4 - Micrografia da região da borda do corpo de prova ensaiado na segunda campanha. Ataque com Nital 2%. Aumento 50x.	54
Figura 4.5 - Micrografia da região do núcleo do corpo de prova ensaiado na segunda campanha. Ataque com Nital 2%. Aumento 50x.	55
Figura 4.6 - Dispositivo para confecção de corpos de prova.....	56
Figura 4.7 - Micrografia da região da borda do corpo de prova ensaiado na Terceira Campanha. Ataque com Nital 2%. Aumento 50x.	57
Figura 4.8 - Micrografia da região do núcleo do corpo de prova ensaiado na Terceira Campanha. Ataque com Nital 2%. Aumento 50x.	57
Figura 4.9 - Curvas de escoamento plástico da liga obtida em ensaio de compressão com taxa de deformação de $0,005 \text{ s}^{-1}$	60
Figura 4.10 - Curva do ensaio a 1100°C e 0,05 de deformação.	61
Figura 4.11 - Curva do ensaio a 1100°C e 0,20 de deformação.	62
Figura 4.12 - Curva do ensaio a 1100°C e 0,40 de deformação.	62
Figura 4.13 - Curva do ensaio a 1200°C e 0,05 de deformação.	63
Figura 4.14 - Curva do ensaio a 1200°C e 0,20 de deformação.	63
Figura 4.15 - Curva do ensaio a 1200°C e 0,40 de deformação.	64
Figura 4.16 - Curva do ensaio a 1250°C e 0,05 de deformação.	64
Figura 4.17 - Curva do ensaio a 1250°C e 0,20 de deformação.	65
Figura 4.18 - Curva do ensaio a 1250°C e 0,40 de deformação.	65
Figura 4.19 – Não consolidada, condição de ensaio a 1100°C e 0,05 de deformação.	66

Figura 4.20 – Consolidação parcialmente fraca, condição de ensaio a 1100°C e 0,40 de deformação.	66
Figura 4.21 - Consolidação parcialmente forte, condição de ensaio a 1200°C e 0,40 de deformação	67
Figura 4.22 – Consolidação total, condição de ensaio a 1250°C e 0,40 de deformação	67
Figura 4.23 - Análise composicional e de raios-x feitos no MEV para diferentes elementos químicos.	68
Figura 4.24 - Resultados dos experimentos para diferentes temperaturas e deformações.....	69
Figura 4.25 - Imagens tiradas com microscópio ótico aumento de 500x, ataque Nital 2%. Interfaces consolidadas a 1100, 1200 e 1250°C para deformações de 0,05, 0,20 e 0,40.	70

1 INTRODUÇÃO

O forjamento em matriz aberta de peças e blocos para aplicação em segmentos de energia, aeroespacial, bens de capital e moldes de plástico está em constante aumento de demanda para dimensões maiores. Durante a solidificação por lingotamento convencional é esperado que os lingotes apresentem porosidades internas, resultantes da contração de seu volume. Essas porosidades, ou vazios internos, devem ser fechados durante o processo de forjamento de produtos, pois afetam negativamente as propriedades mecânicas requeridas para as peças e, no caso dos moldes de plástico, significa a perda de seu processo de usinagem e acabamento, devido a poros presentes no molde já acabado, onde se deve salientar que as operações de usinagem e acabamento representam o maior custo em sua produção.

Nas rotas de fabricação comumente adotadas para estes tipos de produto, a verificação da sanidade interna só é realizada nas etapas finais de produção, devido ao elevado nível qualidade superficial requerido para a execução dos ensaios de ultrassom. Se durante esta análise forem detectadas indicações de defeitos internos fora das especificações, podem ser motivo de reforjamento, quando possível, ou até o sucateamento destes produtos, elevando enormemente os custos de sua produção.

Para evitar este tipo de perda pode-se atuar na melhoria do processo de forjamento com o auxílio de simulações pelo método dos elementos finitos (MEF), em inglês *Finite Element Method* (FEM), mas este método possui uma lacuna quanto a não possuir um módulo completo da simulação do fechamento de defeitos internos, atuando basicamente na primeira de duas etapas: fechamento mecânico (deformação do vazio até haver contato entre suas interfaces – etapa mecânica) e a consolidação do seu fechamento (eliminação das interfaces de contato – etapa microestrutural).

O MEF fornecerá como resultado uma malha de pontos que representam um produto forjado em que teremos toda a evolução de seus diversos parâmetros, como temperatura, tensões e deformações. Nesta malha teremos os pontos que representam a interface de um poro com o sólido ao seu redor, os

quais, ao término da simulação, fornecerão o resultado de que as faces opostas do vazio estarão próximas, mas sem saber se estarão consolidadas.

Ao avaliar a influência das diferentes variáveis do processo de forjamento na consolidação do fechamento do vazio interno é possível, num primeiro momento, analisar as simulações feitas por um software utilizando o MEF e planejar o processo de forjamento de maneira a maximizar a capacidade da eliminação de vazios internos, o que poderá ser aplicado para a obtenção de produtos com melhores propriedades mecânicas e livres de defeitos.

Um dos aços mais utilizados no mercado brasileiro é o VP20ISO, também conhecido como aço DIN W.Nr. 1.2738 Modificado, o qual possui maior quantidade de manganês e reduzido teor de níquel, tem aplicação na fabricação de moldes de grandes dimensões. É possível dizer também que este aço é relativamente similar aos aços da série DIN W.Nr. 1.69xx, ao Cr e Ni, geralmente utilizados em eixos eólicos e de turbinas a gás, ou seja, aços para aplicação na geração de energia.

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência de diferentes variáveis do processo de forjamento no fenômeno de consolidação do fechamento do vazio interno, por meio de ensaios termomecânicos e sua posterior avaliação por microscopia eletrônica de varredura e óptica. Para isso este trabalho busca definir um método de ensaio que poderá ser utilizado para determinação da relação entre a consolidação do fechamento de vazios internos e diferentes variáveis de processo, o qual poderá ser utilizado nos diferentes modelos de fechamento de defeitos, e realizar ensaios termomecânicos para avaliar as condições que propiciem a consolidação do fechamento do vazio interno no aço DIN W.Nr. 1.2738 modificado.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços ferramenta

O processamento por forjamento em matriz aberta para a produção de peças e blocos para aplicação em bens de capital, segmentos do setor elétrico, aeroespacial, e moldes para a fabricação de produtos poliméricos vem crescendo vertiginosamente e com constante aumento de demanda para dimensões maiores. No mercado brasileiro, um dos aços ferramenta mais utilizados na fabricação de moldes de grandes dimensões é o VP20ISO, também conhecido como aço W.Nr. 1.2738 Modificado [1]

Aços ferramentas são uma das bases do desenvolvimento dos processos industriais modernos, pois há uma necessidade constante por ferramentas que possam ser utilizadas com melhor performance, menor desgaste e, conseqüentemente, por períodos mais prolongados. Estes aços são ligas especiais de alta qualidade utilizadas para a fabricação de ferramentas, matrizes e moldes, empregadas em processos de conformação, corte e moldagem em baixas ou altas temperaturas, de aços, metais não ferrosos e polímeros. Estes aços também são utilizados em uma vasta variedade de aplicações nas quais a resistência ao desgaste, resistência mecânica, tenacidade e outras propriedades são necessárias para uma performance satisfatória [2,3].

A classificação destes aços é baseada principalmente em sua aplicação, já que se fosse levado em conta somente a composição química não seria viável, pois é ampla a gama de suas variações. A principal classificação utilizada foi desenvolvida pela “American Iron Steel Institute” (AISI), conforme Tabela 2.1 [3], porém existem classificações independentes adotadas por diferentes países, como a “Werkstoff numbering system” na Alemanha.

Tabela 2.1 - Classificação AISI para aços ferramenta [3].

Grupo	Símbolo
Aços temperáveis em água	W
Aços resistentes ao choque	S
Aços temperáveis em óleo	O
Aços temperáveis ao ar, média liga	A
Aços alto carbono, alto cromo	D
Aços para moldes	P
Aços para trabalho a quente	H
Aços rápidos ao tungstênio	T
Aços rápidos ao molibdênio	M

2.1.1 Aços ferramenta para moldes plásticos

Moldes de plástico são parte de nossa vida cotidiana. Peças de carros, eletrodomésticos, eletroeletrônicos são todos fabricados em moldes. As propriedades que diferenciam os aços para moldes plásticos em sua aplicação em relação aos demais aços ferramenta, são exemplificados a seguir [2,3].

- Facilidade de produzir cavidades: através da baixa dureza do recozido;
- Usinabilidade: quando produzir a cavidade não é possível;
- Polibilidade: é o nível de acabamento superficial que pode ser conferido ao molde, o qual deve ter qualidade homogênea para evitar aspecto de “casca de laranja”. Reduzido nível de microinclusões, carbonetos, segregação e alta dureza superficial promovem uma boa polibilidade [4];
- Resistência ao desgaste: o fluxo dos materiais no molde pode gerar desgaste. Uma superfície com boa resistência ao desgaste é essencial;
- Alta dureza superficial: além de ajudar na polibilidade é necessária para a resistência à endentação. Maior dureza também implica em uma melhor capacidade de polimento [5], pois eles resistem melhor a maiores pressões de polimento;

- Núcleo com boa resistência mecânica: necessário para aumentar a sua rigidez, evitando o afundamento da cavidade quando sob altas pressões.
- Tenacidade: moldes podem estar susceptíveis ao choque mecânico;
- Baixa variação dimensional durante tratamento térmico: para reduzir a necessidade de acabamentos de usinagem;
- Resistência a corrosão: alguns plásticos são corrosivos;
- Resistência ao revenido: quando são utilizados relativamente elevadas o molde pode ter sua dureza reduzida;
- Temperabilidade: promover melhor homogeneidade das propriedades mecânicas pelo seu volume.

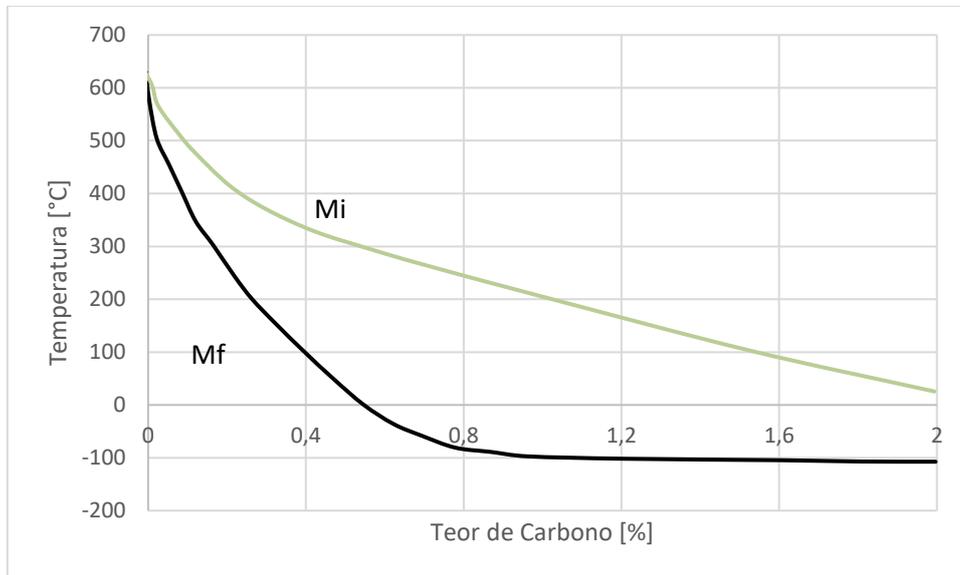
2.1.2 Efeito dos elementos de liga

A combinação dos elementos químicos nesse aço busca um balanço de propriedades que aliem boa temperabilidade e dureza, mas sem aumento da dificuldade em usinar e polir.

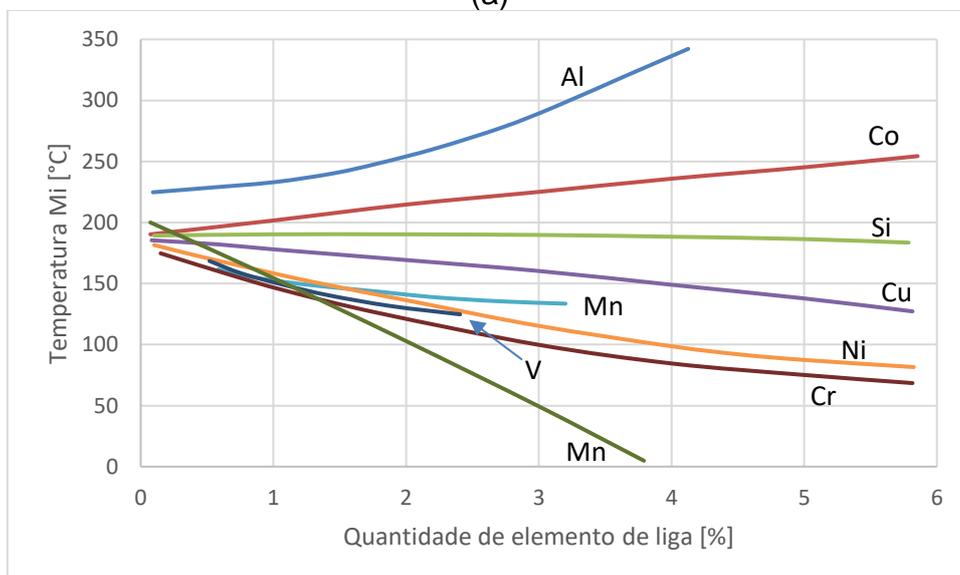
O carbono é o principal elemento responsável por conferir a resistência mecânica ao aço, por abaixar as temperaturas de início e término da transformação martensítica, como mostrado na Figura 2.1(a) e por aumentar a sua temperabilidade, conforme pode ser observado na Figura 2.2. A faixa de temperaturas da transformação martensítica também podem ser alteradas pela adição de elementos em solução sólida na austenita, exceto do cobalto e do alumínio, como mostrado na Figura 2.1(b). Diversas equações empíricas relacionam o teor de elementos de liga com a temperatura inicial de transformação martensítica (M_i), conforme a equação de linear de Andrews [6], apresentada como a Equação (2.1), pela qual podemos ver como o fator multiplicador do carbono é superior aos demais. Se adicionado em quantidades elevadas, o carbono reduz a ductilidade e também poderá vir a formar

carbonetos com os outros elementos da liga, o que dificulta a sua usinagem e polimento. Também possui alta tendência para segregar [7].

$$M_i = 539 - 426(\%C) - 30,4(\%Mn) - 17,7(\%Ni) - 12,1(\%Cr) - 7,5(\%Mo) \quad (2.1)$$



(a)



(b)

Figura 2.1 – Efeito de (a) quantidade de carbono, (b) elementos de liga a 1% C na transformação martensítica [8].

O manganês também é um dos principais elementos adicionados para aumentar a resistência mecânica, conforme mostrado na Figura 2.3, além de ser um dos elementos que mais reduzem a temperatura de transformação

martensítica, Figura 2.1(b), e possui forte influência na temperabilidade, Figura 2.2. Possui um custo consideravelmente menor se compararmos com os demais elementos de liga [2]. Ele desloca o campo austenítico levemente para a direção de baixos teores de carbono, mostrado na Figura 2.4(a). Este elemento possui baixa tendência de segregação [7] e atua como agente dessulfurante e desoxidante, o que reduz a tendência a formar microinclusões, que são prejudiciais a polibibilidade.

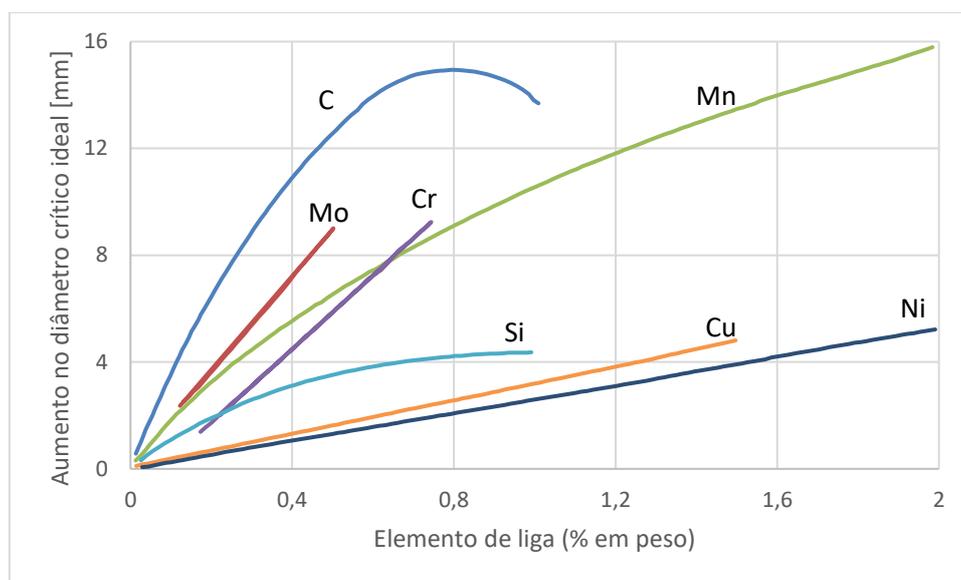


Figura 2.2 - Efeito dos elementos de liga na temperabilidade dos aços [9].

O cromo, assim como o molibdênio, é um elemento estabilizador da ferrita, como mostrado na Figura 2.4(c), pela diminuição do campo austenítico no diagrama Fe-Fe₃C. Após o carbono é um dos que mais influencia no aumento da temperabilidade, Figura 2.2. Quando se encontra dissolvido na ferrita, em que fica em solução sólida em qualquer proporção, aumenta ligeiramente a dureza do aço conforme mostrado na Figura 2.3. A sua adição também permite a formação do óxido de cromo na superfície, o que auxilia a resistência à corrosão, pois é um óxido estável e com boa aderência à sua matriz e, para teores acima de 12 %, este óxido forma um filme superficial contínuo que aumenta ainda mais a resistência a corrosão [10]. Também confere resistência ao desgaste (para aços com alto teor de carbono, por ser um formador de carbonetos assim como Ti, V, Zr, Nb, Mo, etc. [8]), aumenta a temperabilidade de maneira menos vigorosa do que o manganês, mostrado na Figura 2.1(b).

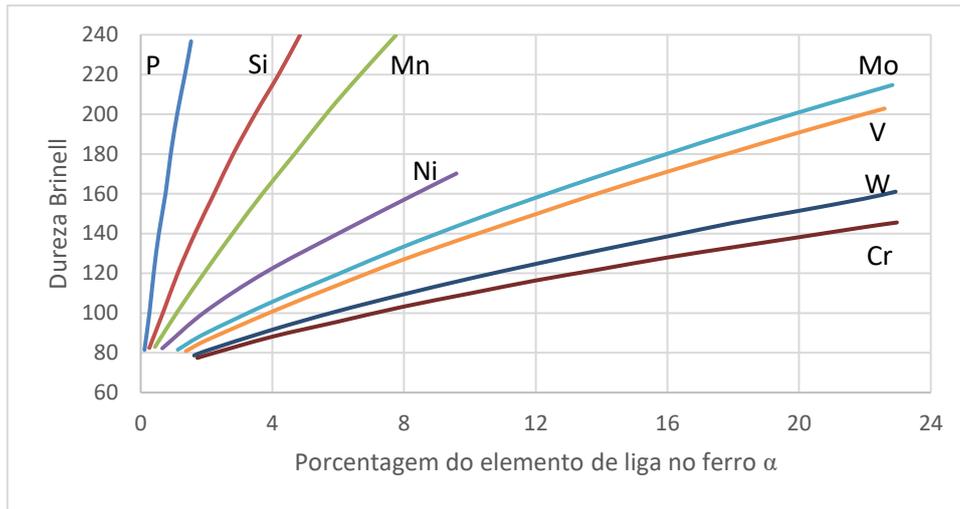


Figura 2.3 – Efeitos de endurecimento de vários elementos dissolvidos na ferrita [11].

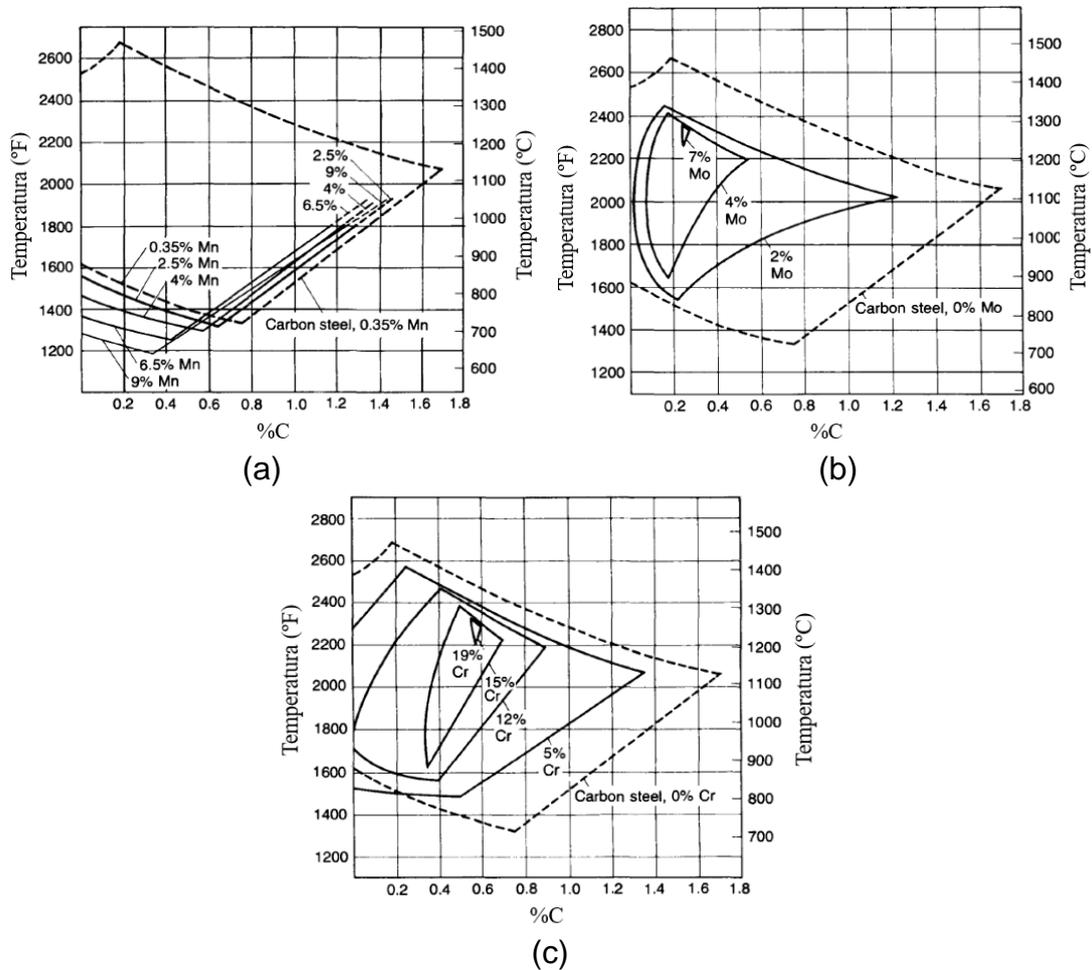


Figura 2.4 – Efeitos dos elementos químicos no campo γ do diagrama Fe-Fe₃C (a) Manganês; (b) Molibdênio e (c) Cromo [11].

A adição de molibdênio aumenta a resistência mecânica por solução sólida de maneira mais pronunciada que o cromo, como mostrado na Figura 2.3, pois é um átomo maior e gera uma maior tensão compressiva na rede cristalina. Também aumenta a temperabilidade, conforme Figura 2.1, e é um formador de carbonetos [2].

O níquel é um elemento estabilizador da austenita, melhora a tenacidade, temperabilidade e resistência ao impacto, pois aumenta a energia de falha de empilhamento da rede cristalina [12], que proporciona que a falha de empilhamento seja mais estreita [13] o que resulta em um material com menor capacidade de encruar. Para os aços de moldes de plástico ele tem a vantagem de aumentar a temperabilidade e não ser um formador de carbonetos.

2.2 Porosidades em lingotes

Os processos físicos e químicos que atuam na solidificação o fazem predominantemente em um sentido de obter um lingote heterogêneo e com a presença de vazios internos. A influência das variáveis de processos na criação de porosidades pode ser alterada, mas não eliminadas [14].

São dois os principais motivos que causam as porosidades em lingotes: a evolução do gás durante solidificação e a redução de volume que acontece na solidificação de quase todos os metais.

2.2.1 Evolução dos gases durante a solidificação

A solubilidade dos gases, como O, H e N, diminui muito com a solidificação do metal líquido. Conforme podemos ver na Figura 2.5, o hidrogênio tem sua solubilidade no ferro reduzida para cerca de um quarto durante a solidificação, à pressão de 1 atm. Esses gases acabam se acumulando como se fossem um tipo de segregação, o que significa aumentos locais na concentração do gás no líquido que podem vir a formar bolhas, as quais terão a tendência de nuclear na interface líquido-sólido [15].

Sabendo que a solubilidade dos gases nos metais é pequena, é possível expressar a relação entre a solubilidade de gases diatômicos e a pressão conforme a Equação (2.2), a lei de Sievert [15]:

$$C_g = k\sqrt{p} \quad (2.2)$$

Em que C_g é a solubilidade do gás dissolvido, k é uma constante e p é a pressão do gás.

Logo, se há solidificação em pressões suficientemente baixas, como a atmosférica, a formação de gases livres é estimulada. Bolhas que crescem rapidamente terão a tendência de escaparem da interface e saírem pelo topo do lingote, mas se o mesmo já estiver solidificado haverá um acúmulo de gases e a formação de uma grande cavidade na posição em que as bolhas ficarem presas.

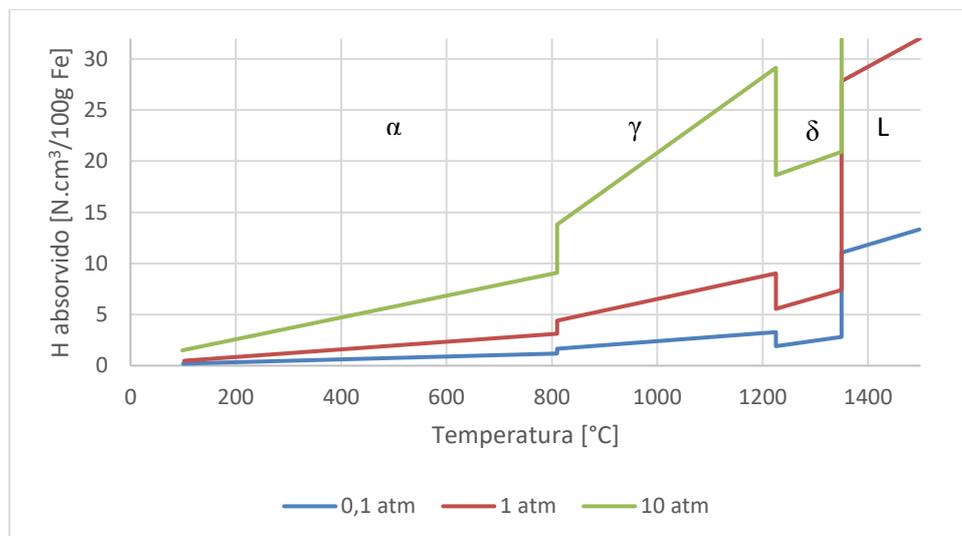


Figura 2.5 – Solubilidade do hidrogênio no ferro em função da temperatura, pressão e as diferentes fases do ferro, alfa (α), gama (γ), delta (δ) e líquido (L). [16].

2.2.2 Redução de volume metálico durante a solidificação

O outro fator que também gera vazios internos é a redução de volume que ocorre devido a solidificação do metal [17]. O lingote começa a se solidificar da

superfície da lingoteira em direção ao núcleo do lingote. Quando a solidificação chega próxima ao núcleo, há regiões onde são formados “pontes” com mesmo tempo de solidificação, em que não há mais contato com canais de alimentação de metal líquido para preencher o vazio deixado, resultando em vazios internos nessas regiões, conforme mostrado na Figura 2.6.

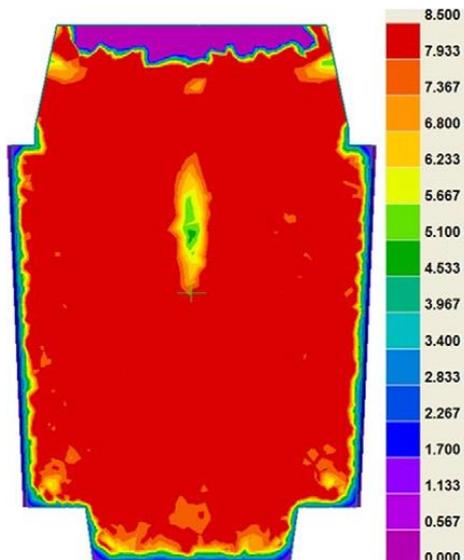


Figura 2.6 – Resultado de simulação computacional de um lingote de 100 toneladas pelo critério de Niyama, onde há maior probabilidade de ocorrência de porosidade para valores menores. [18].

2.3 Deformação plástica

Metais sólidos podem ser deformados e, quando sujeitos a tensões externas até certos limites, conseguirão recuperar a suas dimensões originais após a remoção destas tensões, sendo este fenômeno conhecido como deformação elástica. A tensão para a qual o material já não se comporta mais elasticamente é o seu limite elástico [19]. A deformação elástica dos metais é relativamente pequena, de até aproximadamente 0,005, mas elas seguem o comportamento descrito pela lei de Hooke, mostrada na Equação (2.3).

$$\sigma = E\varepsilon \quad (2.3)$$

Em que σ é a tensão, ε é a deformação específica (adimensional) e E é o módulo de Young.

Para tensões maiores que colocam os metais acima do limite elástico, o material sofrerá deformações permanentes após a remoção destas tensões, e por isso é dito que passaram pela deformação plástica, conforme ilustrada na Figura 2.7.

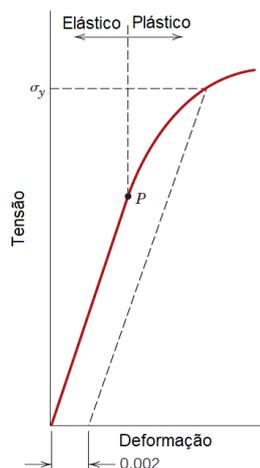


Figura 2.7 – Curva típica de tensão-deformação, mostrando o limite elástico P [20].

A deformação plástica pode ser observada como uma deformação permanente de um policristal em resposta a uma tensão aplicada, o que pode ocorrer por meio de geração e movimentação de linhas de discordância ou maclação mecânica. Esta deformação ocorre de maneira a mudar a forma dos grãos dos metais, alterar a sua orientação e elevar a quantidade de defeitos cristalinos puntiformes (principalmente lacunas ou vacâncias) e defeitos de linha (linhas discordância e maclas) em várias ordens de grandeza, por unidade de volume [19].

Processos termomecânicos industriais aplicam tensões e temperaturas nos metais para que haja deformação de sua estrutura cristalina, de maneira que haja predominância de mecanismos de amaciamento, como a recuperação e recristalização, sobre os de endurecimento. Nestes processos a temperatura tem um papel fundamental para estabelecer qual mecanismo será predominante. O encruamento é o fenômeno responsável pelo aumento da resistência do metal através da geração e bloqueio da mobilidade das discordâncias, assim como a

precipitação de novas fases ou presença de soluto podem fazê-lo. Ao continuar a aplicação destas tensões haverá a formação de mais discordâncias que deslizam até ficarem bloqueadas e vão se acumulando até a saturação máxima ou iniciar algum mecanismo de amaciamento [21], como exemplificado na Figura 2.8.

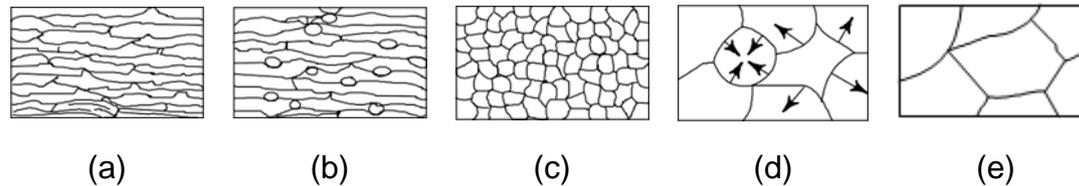


Figura 2.8 - Alterações na microestrutura durante processo termomecânico (a) encruado ou recuperado (b) início da recristalização (c) final da recristalização (d) e (e) crescimento dos grãos [22].

2.3.1 Recuperação

São fenômenos de amaciamento que propiciam a aniquilação e o rearranjo das discordâncias, nos quais a temperatura elevada é a força motriz para a sua ativação [19], pois aumenta a mobilidade das discordâncias. A recuperação é dita como estática quando ocorre imediatamente após a deformação ser interrompida, já a recuperação dinâmica acontece concomitantemente à deformação [15]. Estes mecanismos ocorrem pela escalagem e deslizamento cruzado das discordâncias, ocasionando estruturas celulares e com isso uma redução na densidade de discordâncias.

Pelo acúmulo de novos defeitos em sua rede cristalina chega-se a um ponto em que passa a ocorrer um equilíbrio dinâmico entre a geração de defeitos e a sua aniquilação, gerando células e subgrãos, até alcançar a um estado estacionário, conforme mostrado pela Figura 2.9. O aumento da temperatura eleva a taxa de difusão atômica e a movimentação de vacâncias e, conseqüentemente, eleva a mobilidade das linhas de discordância. A elevação da taxa de deformação tem efeito similar ao abaixamento na temperatura da liga, pois eleva a quantidade de geração e movimentação de discordâncias no mesmo espaço de tempo.

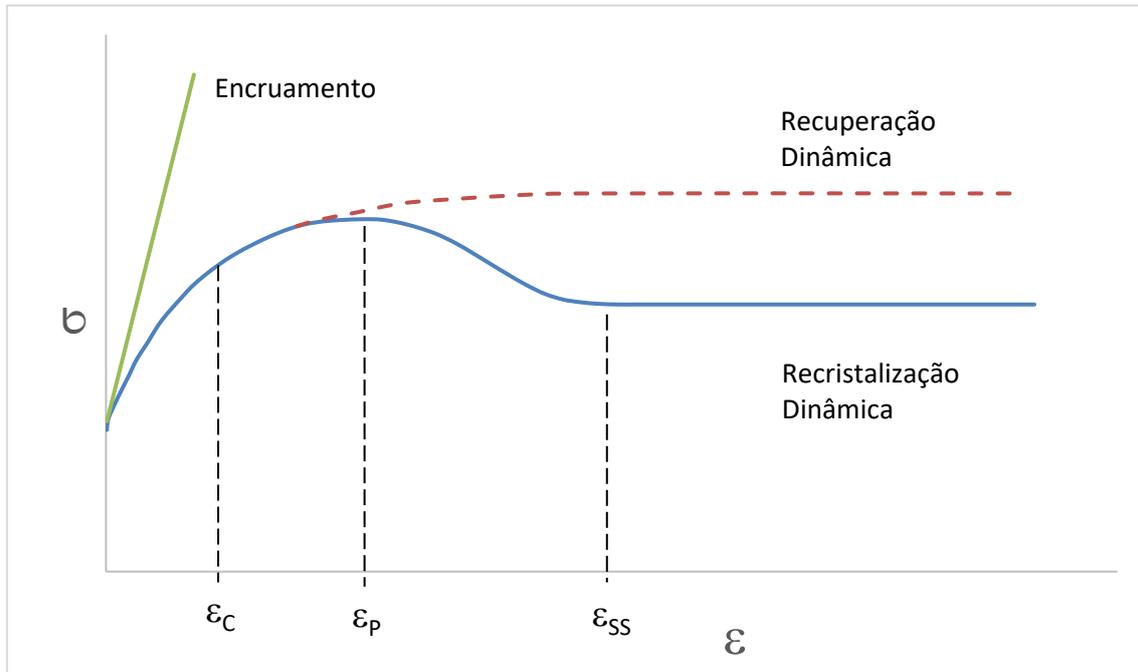


Figura 2.9 – Curva de tensão-deformação mostrando a ocorrência de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica [23].

2.3.2 Recristalização

A recristalização, um dos fenômenos responsáveis pelo amaciamento, é responsável pela nucleação e crescimento de novos grãos isentos de deformação em materiais encruados a quente que, conseqüentemente, são regiões com alta mobilidade de discordâncias que reduzem a força necessária para a deformação do material. Durante a recristalização ocorre a absorção de defeitos puntiformes e de linhas de discordância pela movimentação de contornos de alto ângulo [21]. São três os principais modos de ocorrência de recristalização: dinâmica, estática e metadinâmica.

A recristalização dinâmica ocorre durante a deformação plástica, e é o mecanismo de amaciamento pela nucleação e crescimento de novos grãos isentos de deformação durante o processo de deformação. Ele é ativado termicamente e iniciado depois de superada a deformação crítica para seu início (ϵ_c), conforme mostrado na Figura 2.9, na qual passa pela deformação de pico (ϵ_p), que é quando a taxa de encruamento passa a ser zero, até chegar à deformação de estado estacionário (ϵ_{ss}), quando há um equilíbrio entre geração e aniquilação de discordâncias durante o processo termomecânico [21].

Após o término da deformação plástica, se ainda houver energia armazenada na forma de defeitos na estrutura cristalina, ocorrerá a recristalização, porque, devido à deformação plástica, a energia necessária para iniciação da recristalização estática após o término da deformação de uma liga é menor que a necessária para iniciar a recristalização dinâmica, ou seja, a deformação crítica para início da recristalização estática é menor que a deformação crítica para início da recristalização dinâmica [24].

A recristalização metadinâmica ocorre quando se interrompe a recristalização dinâmica de maneira a ainda existirem núcleos formados e contornos de grão em movimentação, também gerando regiões isentas de deformação na microestrutura da liga. Isto acontece quando na deformação a quente a deformação crítica é ultrapassada, mas não atinge a deformação no estado estacionário [21].

Para taxas de deformação suficientemente baixas o amaciamento ocorre em ciclos alternados de encruamento e recristalização dinâmica, o qual leva a geração de diversos picos conforme o progresso da deformação, mostrado na Figura 2.10.

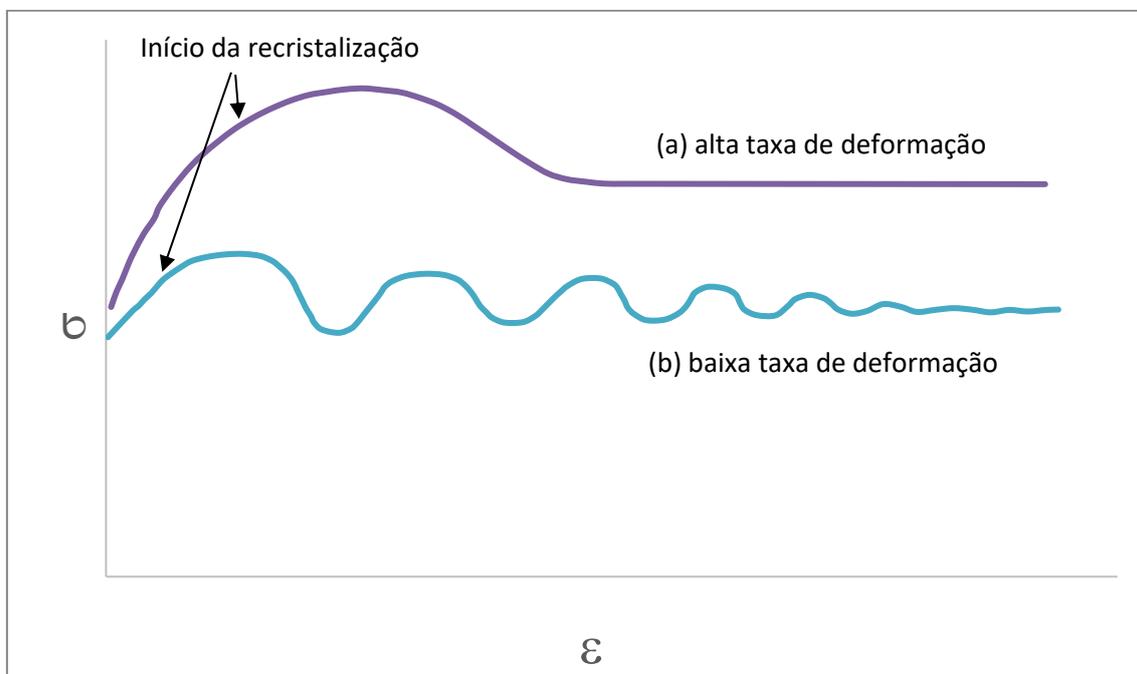


Figura 2.10 - Curva tensão-deformação esquemática mostrando a recristalização dinâmica para (a) altas taxas de deformação e (b) baixas taxas de deformação [21]

2.3.2.1 Nucleação da recristalização

Na grande maioria das condições de deformação a quente, a nucleação da recristalização ocorre preferencialmente na regiões onde a deformação local é maior [15], ou seja, nos contornos de alto ângulo e alta mobilidade sendo capaz de migrar rapidamente sobre a matriz encruada ou recuperada [21]. Este mecanismo resulta em um intenso refino de grão e a sua força motriz é a diminuição da energia livre pela eliminação de defeitos cristalinos. A evolução da recristalização se dá por nucleação e crescimento [15], ela começa lentamente, atinge velocidades maiores e então termina lentamente, sendo que frequentemente é modelada pela relação de Avrami [25].

2.3.3 Crescimento de grão

Após a recristalização e a eliminação da subestrutura de discordâncias, a principal força motriz para mudanças microestruturais é a redução da energia de contorno de grão [15], pois pelo aumento do tamanho do grão médio, a área total de contornos de grão é reduzida. Grãos em que a curvatura de seus contornos sejam côncavos em relação ao seu centro, devido a menor quantidade de lados que ele possui, tem a tendência de serem assimilados por grãos com contornos de curvatura convexa, o que resulta no aumento do tamanho deste último. A Figura 2.8(d) ilustra as tendências de o grão crescer ou ser assimilado por meio de setas, sendo possível fazer uma correlação com a curvatura dos grãos.

2.3.4 Curva de escoamento (*Flow stress curve*)

Os processos industriais de conformação termomecânica, como forjamento e laminação, podem ser estudados através de ensaios laboratoriais. Testes em equipamentos em escala laboratorial possuem a vantagem de serem mais econômicos do que se fossem realizados em escala industrial.

Pela utilização de amostras com dimensões menores dos que os deformados industrialmente, estes tipos de ensaios visam simular os ciclos térmicos, mecânicos ou termomecânicos dos processos reais para permitir uma análise aceitável dos mesmos.

O ensaio a ser realizado com o intuito de simular um processo industrial de deformação a quente necessita de um equipamento que consiga proporcionar ao corpo de prova uma extensa faixa de temperaturas, seja capaz de variar essa temperatura com extrema rapidez e, principalmente, controlá-la muito precisamente na região onde está ocorrendo a deformação. Além disso, o equipamento deve ser capaz de realizar esforços em uma vasta faixa de intensidades e velocidades, nunca perdendo o controle preciso da forma, medição e variação desses esforços. A aquisição de dados em taxa adequada (pontos/segundo) e o registro simultâneo dos dados da resposta do material é fator primordial da simulação física por meio de ensaios termomecânicos.

Diversos tipos de ensaios têm sido utilizados com a finalidade de simular o comportamento termomecânico em ligas metálicas, como compressão, torção e tração. Os resultados destes ensaios são curvas de tensão-deformação, mostrados esquematicamente na Figura 2.9 e Figura 2.10, nas quais é possível se obter diversas características do material sendo ensaiado, como o endurecimento pela taxa da deformação, anisotropia plástica [13], deformação crítica, de pico, de estado estacionário entre outras características.

Nestas curvas de escoamento, a tensão necessária aumenta juntamente com a deformação, sendo assim as curvas de escoamento podem ser definidas como a tensão instantânea requerida para que o material continue deformando. As curvas podem ser descritas como uma relação quantitativa entre a tensão de escoamento e a velocidade de deformação, à temperatura constante [26] conforme descrito na Equação (2.4) (fórmula de Ludwik).

$$\sigma_v = K \cdot \varepsilon_e^n \quad (2.4)$$

Em que σ_v é a deformação efetiva, K o coeficiente de resistência e n o expoente de encruamento.

O presente trabalho utilizou o ensaio de compressão a quente para estudar e simular os processos de deformação a quente da liga W.Nr. 1.2738 Modificado.

2.4 Forjamento

Forjamento é o modo de conformação mecânica a quente mais antigo conhecido pelo homem, em que os antigos ferreiros utilizavam martelos e bigornas desde 8000 a.C. [27]. Há diversos modos de forjamento que variam com o princípio de operação que são: por martelo (maior taxa de deformação e limitada pela quantidade de energia cinética) ou por prensagem (menor taxa de deformação e limitada pela quantidade de força).

O forjamento também pode ser classificado por ser de matriz fechada ou aberta [28]. No forjamento de matriz fechada o fluxo do material é restringido completamente pelas matrizes, que se fecham e conferem a forma desejada ao material, enquanto no forjamento de matriz aberta a restrição ao fluxo do material é menor e é feito basicamente por uma matriz superior e uma inferior, resultando uma baixa restrição ao movimento lateral do material a ser conformado [26].

O forjamento em matriz aberta é o modo de forjamento utilizado quando há a necessidade de fabricação de produtos muito grandes para serem fabricados em matriz fechada, como mostrado na Figura 2.11, e é com foco neste modo de forjamento que este trabalho foi desenvolvido.



Figura 2.11 - Peça forjada pela Villares Metals S.A. em prensa de matriz aberta de 50 MN a partir de um lingote de 45 toneladas.

2.4.1 Forjamento em matriz fechada

Trata-se da conformação com matrizes que possuem gravuras que pressionam o metal aquecido, o qual flui pelas paredes ou cavidades das matrizes, conferindo ao produto obtido a mesma impressão, conforme ilustrado na Figura 2.12, sendo este um processo geralmente realizado em várias etapas, com a peça chegando gradualmente até sua forma final [28]. Este modo de forjamento é utilizado quando há a necessidade da obtenção de um perfil forjado mais próximo do perfil acabado, o que permite economia de material [2] e de usinagem por apresentar um volume menor de material a ser removido. Somente no mercado norte americano as vendas internas para produtos forjados em matriz fechada somaram US\$ 1,768 bilhões, por produtores internos dos Estados Unidos, Canada e México, em 2015 [29], já a China produziu 332 mil toneladas no ano de 2016 [30].

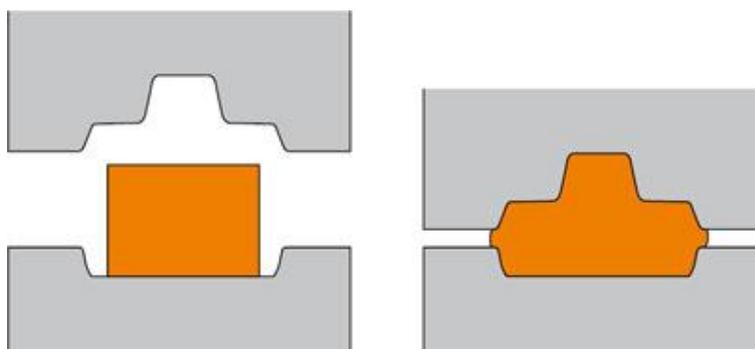


Figura 2.12 - Forjamento em matriz fechada [31].

Após o forjamento geralmente é formada a rebarba, que é o excesso de material que penetra pelas cavidades e relevos das matrizes, o que posteriormente gera a necessidade de passar por processo de rebarbação.

Uma das características mais importante do forjamento em matriz fechada é o controle da anisotropia associado ao trabalho mecânico, de modo a orientar de acordo com as solicitações de cada peça e aplicação, como por exemplo flanges, conexões, disco de turbinas, rotores e outros [2], das ferramentas que o conformaram.

2.4.2 Forjamento em matriz aberta

Forjamento em matriz aberta é um processo de conformação no qual o material a ser trabalhado é conformado entre duas matrizes, de geometria relativamente simples, em uma série de golpes nos quais o material é deslocado após cada um deles e ocasionalmente rotacionado entre eles [32]. A geometria das matrizes de forjamento em matriz aberta, mostrada na Figura 2.13, é relativamente simples em comparação às de matriz fechada.

As prensas que executam o forjamento em matriz aberta podem ter acionamento mecânico ou hidráulico que possuem capacidades de 100 a 8000 t e 300 a 50000 t respectivamente [28] que forjam produtos de poucos quilos a acima de 600 toneladas.



Figura 2.13 – Forjamento em matriz aberta com ferramental em forma de “V” pela empresa Villares Metals S.A. em uma prensa hidráulica de 50 MN [33].

O processo de forjamento para peças de grandes dimensões pode ser dividido em três principais etapas [34]: recalque, forjamento em alta temperatura e em baixa temperatura (conhecido como refino de grão).

O recalque é um processo no qual a peça é forjada com o objetivo aumentar sua secção transversal através da redução de sua altura, de maneira a possibilitar o forjamento de dimensões maiores que a dimensão inicial do lingote. Nesta etapa é visada a utilização de temperaturas elevadas de maneira

a reduzir a resistência do material à deformação, pois este produto intermediário possui a maior área de contato entre o produto e o ferramental de todo o processo de forjamento, o que demanda valores elevados de força a ser aplicada pelas prensas de forjamento.

Logo após o recalque se inicia o forjamento em alta temperatura, através do qual se pode chegar ao formato final, caso não haja exigências de propriedades mecânicas e microestruturais. Devido ao grande gradiente térmico presente no produto intermediário, o núcleo ainda está com alta temperatura, diferentemente da superfície, sendo que esta última pode impedir o prosseguimento do processo, já que se estiver muito baixa, não será impedirá a conformação do material pelo aumento da sua resistência à deformação.

Quando é necessário que seja executado o forjamento em baixa temperatura, interrompe-se o forjamento em alta temperatura, faz-se o reaquecimento do produto intermediário a uma temperatura mais baixa para então prosseguir com o forjamento final.

Além das matrizes de forjamento, podem-se utilizar outros tipos de ferramentas auxiliares para se obter a geometria desejada [27], como forjamento com mandril, furação com punção e corte com facas, somente para citar alguns.

Os ferramentais são fabricados majoritariamente com aços ferramenta de trabalho a quente e, quando se deseja uma performance superior, podem ser utilizadas diversas ligas de níquel, como Inconel® 718 e Udimet™ 520, mas a um custo em torno de 5 a 10 vezes maior.

2.5 Simulação numérica

Tipicamente um processo de conformação mecânica a quente de materiais metálicos resulta em uma heterogeneidade de parâmetros de processamento ao longo do material, como deformações, taxas de deformação e temperatura.

A simulação numérica busca simular estas variações de parâmetros de processos e uma das principais maneiras utilizadas são cálculos realizados por softwares que utilizam método dos elementos finitos (MEF). Este método divide

a geometria dos materiais em estudo em pequenas partes, chamadas de elementos, os quais representam a sua região geométrica. Estes softwares são capazes de fazer simulações de interações complexas [35], conforme demonstrado na Figura 2.14, para cada elemento da malha, como cálculos de trocas térmicas, tensão, deformação, taxa de deformação ou qualquer outra variável que possa ser equacionada matematicamente [36]. Também utiliza base de dados composta por constantes, equações, curvas de tensão-deformação, propriedades físicas e químicas, entre outros, para se executar uma simulação numérica em um software do processo de deformação a quente.

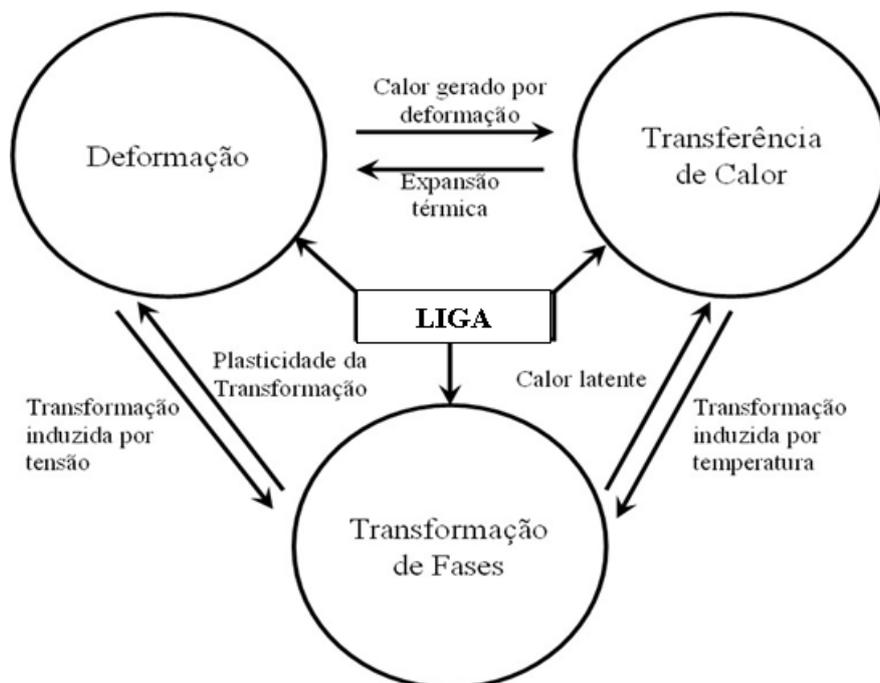


Figura 2.14 - Relacionamento entre os módulos de um software de elementos [35]

A saída da simulação é uma outra malha que para cada elemento simulado possui registrada toda a evolução dos parâmetros de conformação termomecânica. Com estes valores calculados é possível saber quais partes do volume simulado possuem as condições favoráveis para que a consolidação do fechamento do vazão ocorra.

2.6 Simulador termomecânico Gleeble® 1500D

O equipamento Gleeble® 1500D é um simulador termomecânico capaz de realizar experimentos em altas temperaturas e aplicando tração ou compressão. Permite realizar tratamentos termomecânicos em materiais condutivos enquanto analisa a resposta térmica, elétrica e mecânica do material, o que permite simular diversos processos, entre eles o forjamento.

A amostra é montada em uma câmara que pode ser preenchida com gás ou com vácuo. O aquecimento é realizado pelo efeito Joule e para resfriá-la o equipamento possui garras de cobre que favorecem o resfriamento acelerado. A temperatura é medida por termopares do tipo K para temperaturas menores ou iguais a 1200°C e do tipo S para temperaturas superiores a 1200°C.

2.7 Fechamento mecânico de defeitos

O fechamento dos vazios internos é executado em duas etapas: fechamento mecânico do defeito e o processo de consolidação de duas superfícies do vazio [37]. Inicialmente neste texto será feita uma revisão da primeira etapa, pois as suas informações de saída podem servir de entrada para a própria consolidação do fechamento do vazio, o qual é o foco principal deste trabalho.

Conforme discutido por Saby [38], são duas as principais abordagens da literatura em relação ao fechamento mecânico de defeitos: a explicitamente macroscópica e a microanalítica. A abordagem macroscópica estuda todo o processo em uma peça de trabalho no qual o vazio é claramente definido, em que o fechamento de defeito é analisado se utilizando dados experimentais ou simulações por elementos finitos. Já a abordagem microanalítica considera o vazio em uma matriz infinita em que a evolução de seu tamanho é analiticamente prevista de acordo com algumas considerações.

2.7.1 Abordagem macroscópica

Esta abordagem permite o estudo do fechamento do defeito em condições precisas de processo e possui duas principais famílias de processo: laminação

a quente e forjamento. De uma maneira geral, algumas condições que favorecem o fechamento do defeito podem ser mencionadas e serão apresentadas a seguir.

Para o forjamento em matriz aberta, maiores valores de redução por passo de forjamento são melhores para o fechamento de defeitos e no caso de um processo com vários passos, a redução no primeiro passo geralmente é o fator que mais contribui para o fechamento de defeito e as contribuições dos passos seguintes são menos significativas [38,39].

A geometria côncava de bigorna provê um melhor fechamento dos defeitos internos, conforme mostrado por Zhang [40] e Dyja [41], mostrado na Figura 2.15, pois confere maiores tensões em estado triaxial no centro dos tarugos e uma distribuição mais uniforme das deformações no volume do tarugo forjado. Conforme Saby [38] isso é similar ao o efeito do gradiente de temperatura no qual a superfície é mais fria, pois ambos envolvem um estado mais compressivo no núcleo do produto a ser forjado, uma pratica comum para o processo de laminação, mas que para o forjamento não tem resultados efetivos, conforme simulado por Park e Yang [42].

O atrito entre a matriz e o tarugo também pode ajudar a eficiência de fechamento de defeitos [38,43] , pois influencia fortemente o estado de tensões e, se controlada adequadamente, pode gerar o seu estado desejado.

Vários critérios para fechamentos de defeitos já foram propostos que consideram o valor Q para a sua quantificação [44]. Este valor é a integração hidrostática das tensões como a de Tanaka, na Equação (2.1).

$$Q = \int_0^{\varepsilon_{eq}} \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} d\varepsilon_{eq} \quad (2.5)$$

Em que ε_{eq} é a tensão equivalente e σ_m é a tensão hidrostática e σ_{eq} é a tensão equivalente, ou seja, é a integração do estado triaxial de tensões sobre as deformações acumuladas.

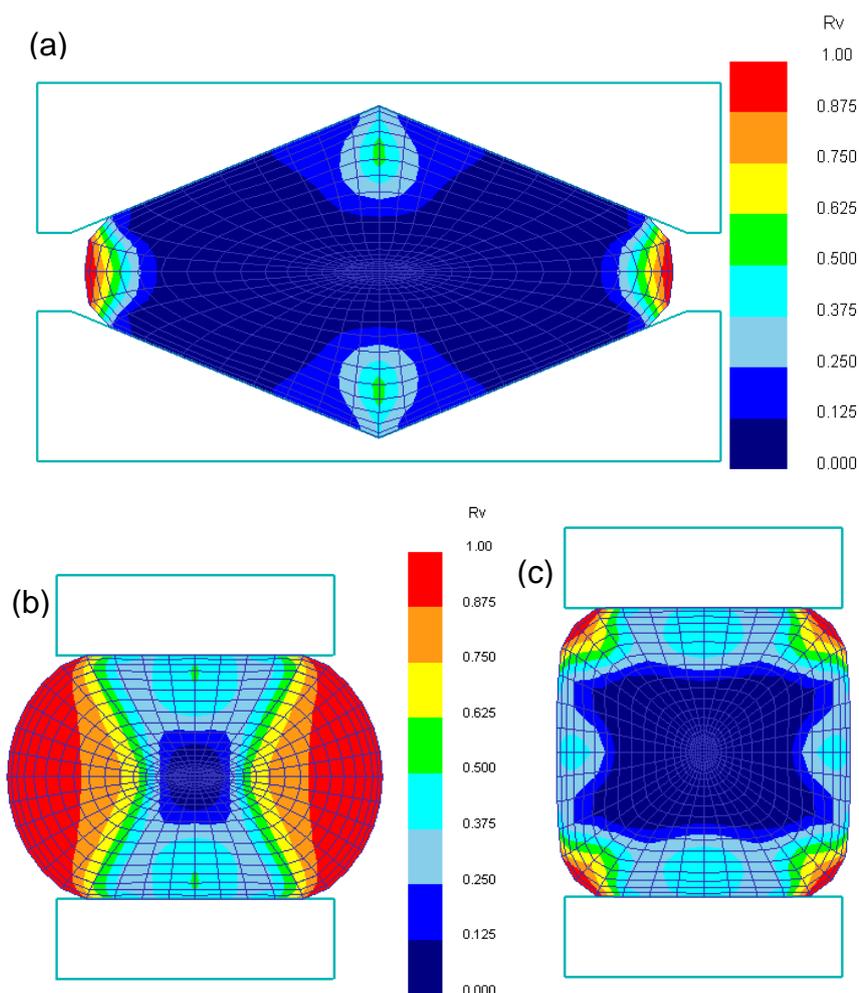


Figura 2.15 – Volume relativo de vazios (a) bigorna V de 135°, redução de 24%, (b) bigorna plana, redução de 24%, (c) redução de 22,2% após rotação de 90° [40].

Conforme Saby [38] as principais modelagens consideram um volume do vazio muito grande em relação ao tarugo, da ordem de 10%. Entretanto vários pequenos vazios são encontrados nos lingotes e dificilmente podem analisados na abordagem macroscópica.

2.7.2 Abordagem microanalítica

As principais modelagens para a abordagem microanalítica são baseadas no modelo de Gurson [45], o qual é governado pela incompressibilidade dos materiais, sendo que evolução dos defeitos pode ser representada simplificada como [38] mostrada nas Equações (2.6) e (2.7):

$$\dot{f} = (1 - f)tr(\dot{\epsilon}^{pl}) \quad (2.6)$$

$$f = \frac{f_{vazios}}{f_{aparente}} \quad (2.7)$$

Em que \dot{f} é a evolução da fração volumétrica do vazio, f , e $\dot{\epsilon}^{pl}$ é um tensor da taxa de tensão plástica.

Neste modelo é considerado uma célula esférica com um vazio esférico concêntrico.

2.8 Consolidação do fechamento do vazio

A segunda etapa do fechamento dos vazios é a sua consolidação após o fechamento mecânico, o qual é caracterizado pelo contato de duas superfícies internas pela deformação do vazio interno.

Este processo ocorre entre duas superfícies que estão em temperaturas elevadas, utilizando a aplicação de pressão interfacial. A temperatura em que este processo usualmente realizado é na faixa de 0,5 a 0,8 da temperatura de fusão [46]. Este processo ocorre sem a presença de uma interface líquida (brasagem) ou por uma nova fusão local (soldagem comum) e é um processo geralmente feito a vácuo ou em uma atmosfera inerte [47], sendo a junção entre as partes sendo feita predominantemente por fenômenos que ocorrem no estado sólido.

Derby e Wallach [48] propuseram um modelo que utiliza vários mecanismos que ajudam a determinar o processo, utilizando variáveis de tempo, temperatura, pressão, rugosidade superficial e razão de aspecto da superfície.

A natureza do processo de junção é a coalescência das duas superfícies do defeito que se completa quando passa por três estados metalúrgicos [49], mostrados na Figura 2.16, propostos por King e Owczarski (1967, *apud* ASM Metals Handbook [47]), em que cada estágio é associado a um fenômeno

metalúrgico dominante, sendo que esses estágios começam e terminam gradualmente, havendo sobreposição entre si.

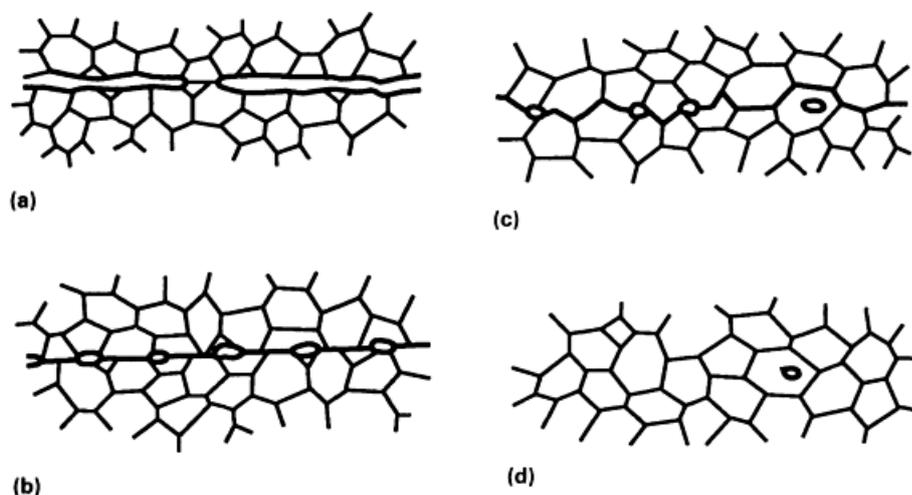


Figura 2.16 – Sequência dos estágios no processo de soldagem a frio. (a) contato inicial, (b) primeiro estágio de deformação da superfície, (c) segundo estágio de difusão atômica para os vazios e migração de contorno de grão, (d) terceiro estágio de difusão atômica para os vazios [47].

Caso haja tração alta o suficiente atuando no vazio antes do fechamento ele poderá ser expandido causando deterioração das propriedades mecânicas [50].

2.8.1 Deformação de microasperezas

Conforme Guo e Ridley [51], neste primeiro estágio há um aumento da área de contato pela deformação localizada das asperezas destas superfícies, fatores como rugosidade, tensão de escoamento, temperatura e pressão são de grande importância nesse estágio. Pressões maiores tornam este estágio usualmente mais curto. Ao se completar, o contorno das interfaces não é mais planar, mas de vazios separados por áreas de contato íntimo. Nessas áreas as juntas se tornam equivalentes aos contornos de grão.

A interface da superfície metal-metal nunca é totalmente plana, incorrendo no fato de que os contatos entre as duas faces só existem em determinados pontos de aspereza [46]. Ao se aplicar uma força de compressão entre as duas faces, os pontos de contato iniciais de microasperezas começarão a se deformar,

aumentando a área de contato. Com tempo e temperatura, a fluência começa a atuar na taxa de deformação das asperezas, aumentando ainda mais a área de contato. Com o aumento da área, a tensão começa a diminuir e conseqüentemente a planificação pela deformação plástica também diminui. O término desta etapa ocorre quando toda a interface está com formato planar e com vazios individuais dispersos, pois se esta situação for atingida, as tensões na interface estão em um nível inferior à tensão de escoamento do material. Na Figura 2.17 observam-se as duas situações após um ensaio de consolidação do fechamento do vazio, em que há uma boa condição de tensões para maior deformação da interface e quando não há.

Assim podemos entender que esta etapa possui uma grande dependência do acabamento superficial das interfaces e que uma superfície mais rugosa resultará vazios maiores, porém mais dispersos [52], e isto afetará o próximo estágio, como poderemos ver em 2.8.2.

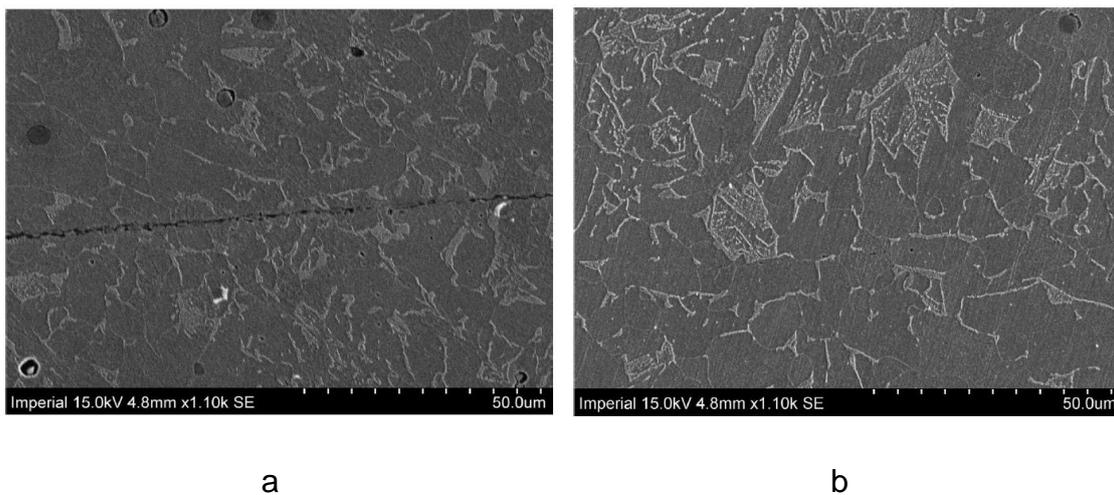


Figura 2.17 – Efeito do tempo da aplicação de carga na presença de vazios na interface de aço de alta usinabilidade, consolidadas a temperatura de 1000°C e carga de 3 kN. (a) ligação incompleta a 10 s, (b) ligação completa a 20 s [53].

A fluência pode ser dividida em dois estágios: redução da altura do vazio e preenchimento do vazio.

2.8.2 Transporte de massa por difusão

Conforme a área da junção aumenta, o fluxo plástico não consegue percorrer a distância residual das superfícies convexas nos lados opostos com um vazio em contato com o outro, neste ponto em diante atuarão os mecanismos de difusão superficial, para alisar a superfície rugosa dos vazios. A força motriz para o fechamento dos vazios neste estágio é reduzir a energia livre de superfície da interface sólido-poro pela redução de sua área superficial, alterando-se a sua geometria para uma outra com um menor nível de energia livre, a interface sólido-sólido [54].

Conforme Gessinger [49], é difícil generalizar a influência das variáveis de processo e de material que afetam a eficiência da ligação para os metais, mas algumas tendências podem ser observadas. Pequenas mudanças de temperatura têm uma influência significativa na cinética do processo, pois definem a taxa de difusão e a extensão da área de contato. Há um limite de ganho na qualidade da junção ao aumentar o tempo a temperaturas e pressões elevadas, pois pressões muito elevadas podem gerar trincas. Superfícies muito rugosas podem atrapalhar o processo, mas uma certa rugosidade é necessária para uma junção satisfatória. Junções com ligas dissimilares podem formar intermetálicos que são prejudiciais a mesma. Zhang et al. estudaram sistematicamente a consolidação do fechamento do vazio no aço inoxidável (1Cr11Ni2W2MoV) em superfícies com diferentes rugosidades [52], temperatura de aplicação da carga [55], tempos de aplicação da carga [56] e pressões [57]. Constatou-se nestes estudos que para este aço, menores rugosidades, maiores temperaturas, tempos e pressões favorecem a consolidação do fechamento do vazio.

Apesar dos diferentes mecanismos de difusão pela superfície alterarem o formato do vazio, eles não reduzem o seu volume, sendo considerados de influência secundária na taxa de eliminação dos vazios pela mudança de sua curvatura [47,55]. Átomos abaixo da superfície curvada tem o seu potencial químico alterado pela curvatura da superfície, e esta diferença em potencial químico vai forçar o fluxo difusional para reduzir a energia livre do sistema. A superfície convexa tem mais concentração atômica do que a superfície côncava,

resultando na diferença de potencial químico entre da região convexa para a côncava, ajudando a deixar o vazio ainda mais plano, conforme podemos visualizar na Figura 2.18. Somente a transferência de massa da rede cristalina ou dos contornos de grão causas redução e eliminação dos vazios, logo somente a fluxo plástico e difusão interfacial realmente reduzem o volume dos vazios da interface. Esses fatores dependem de vários fatores, como geometria do vazio e microestrutura.

Conforme Hill e Wallach [46], os sete mecanismos, mostrados na Figura 2.16 e ilustrados na Figura 2.18, responsáveis pela redistribuição de material são:

0. Deformação plástica da aspereza superficial inicial;
1. Difusão superficial da superfície para o pescoço;
2. Difusão volumétrica da superfície para o pescoço;
3. Evaporação da superfície para condensação no pescoço;
4. Difusão pelo contorno de grão da interface para o pescoço;
5. Difusão volumétrica da interface para o pescoço;
6. Fluência.

Dessa maneira, a deformação plástica é considerada como número 0 pois é instantânea enquanto os demais são dependentes do tempo. Conforme a pressão é aplicada, na interface, a deformação das asperidades em contato reduzirá a altura do vazio, podendo subdividi-lo em dois ou mais partes.

A força motriz para os mecanismos da superfície de 1 a 3 é a diferença da curvatura da superfície, enquanto para os mecanismos interfaciais, 4 e 5, a taxa é determinada pelo gradiente do potencial químico ao longo da interface de ligação e que é dependente do raio do pescoço do vazio e da pressão aplicada.

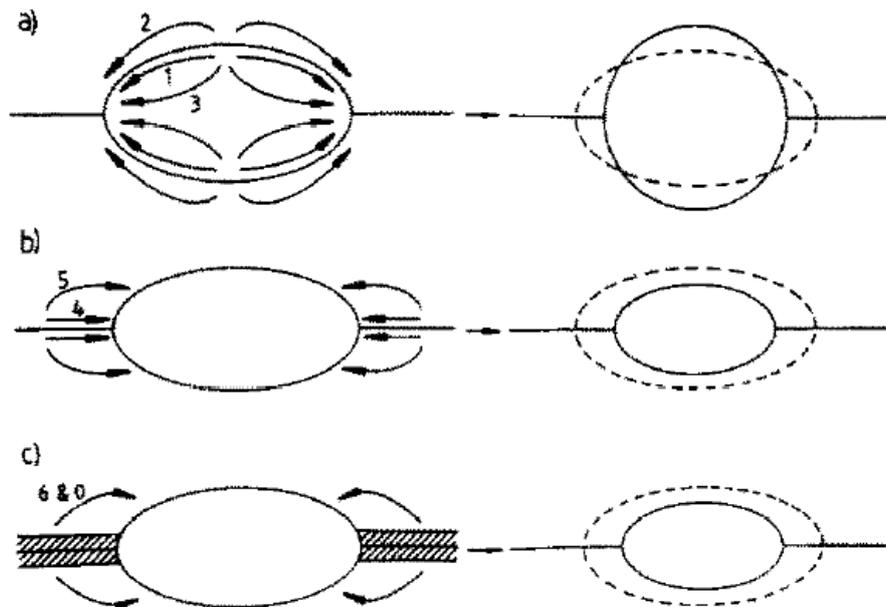


Figura 2.18 – Rotas de transferência de material, onde a linha tracejada é o tamanho original do vazio e a contínua é o tamanho atual, (a) mecanismos pela superfície, (b) mecanismos pela interface e (c) deformação do pescoço [46].

Modelos computacionais são possíveis de serem obtidos [46], os quais podem cobrir uma grande janela de variáveis de processos conforme mostrado na Figura 2.19, mas demandam grande quantidade de ensaios para a determinação das características e propriedades de cada caso. Como as janelas de processos industriais geralmente são mais estreitas do que o mostrado na Figura 2.19 devido às suas próprias limitações, a quantidade de ensaios que necessários pode ser substancialmente reduzida, sendo essa uma das premissas deste trabalho.

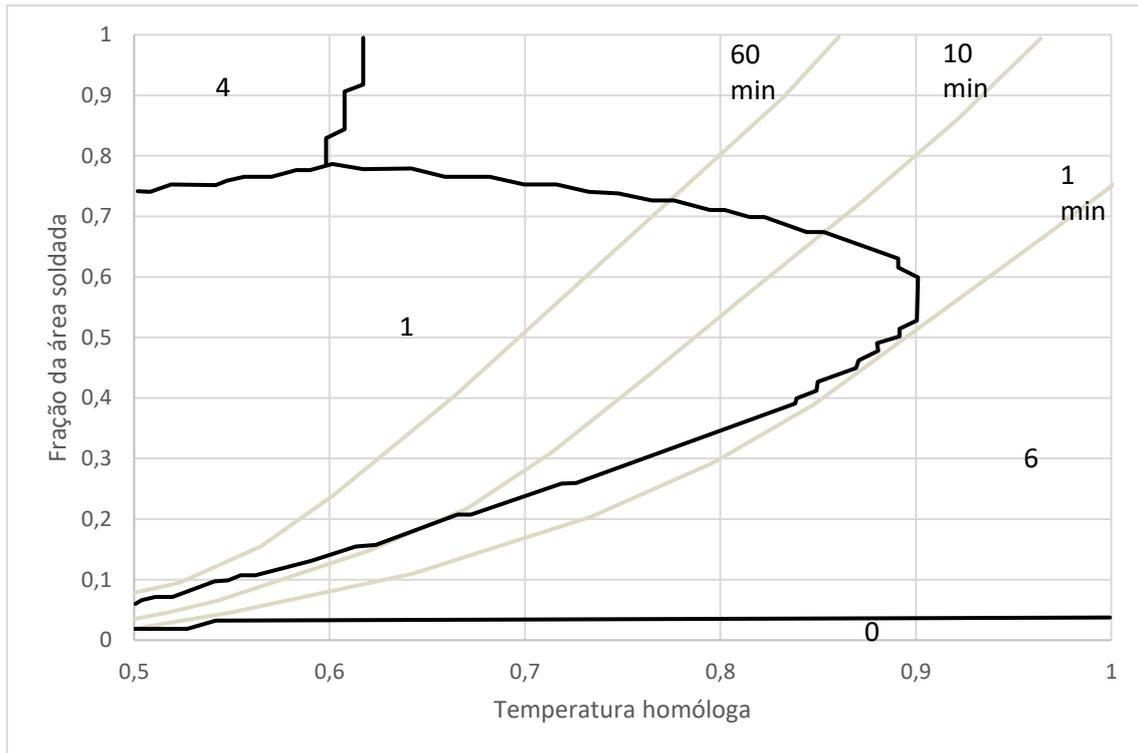


Figura 2.19 – Curvas calculadas computacionalmente para a fração da superfície soldada a frio do cobre variando-se a temperatura e tempo. Para cada região do mapa o número indica o mecanismo dominante [46].

Um fator muito importante para o encolhimento do vazio para atingir junções de alta qualidade é descrita pelos diversos mecanismos físicos aqui citados, sendo assim um aumento na temperatura reduz a tensão de escoamento do material, aumentando o seu fluxo plástico e forçando uma maior massa para preencher os vazios. Isso também é acelerado pelo aumento da difusão atômica, o qual é fortemente influenciado pela temperatura [55], conforme a Equação (2.8):

$$D = D_0 \cdot \exp(-Q/RT) \quad (2.8)$$

Em que D é o coeficiente de difusão em uma determinada temperatura, D_0 é a constante de difusão, R é a constante dos gases e T é a temperatura.

2.8.3 Migração de interface

Após a redução do tamanho e da quantidade de vazios ocorrida no segundo estágio, a influência de sua ancoragem de contorno de grão reduz ao ponto em que contornos de grãos interfaciais estejam em uma condição de equilíbrio, não sendo mais possível distinguir claramente os outros grãos da microestrutura [47]. A migração dos contornos de grão ocorre visando a redução de energia livre na interface dos contornos de grão. Conforme a migração ocorre, os vazios remanescentes ficam presos dentro dos grãos, não havendo mais contato com os contornos, onde os processos de difusão continuam a encolher e eliminar esses poros, mas sendo agora restritos ao volume de difusão pela rede cristalina [47].

A sua força motriz será a máxima quando o contorno de grão e a direção da pressão forem perpendiculares entre si [46]. A ocorrência da recristalização pode afetar a eficiência da consolidação do fechamento do vazio [58], pois possui um papel importante na força da junção pela remoção de contornos planares na interface original [59].

Ao se analisar os vazios remanescentes, se estiverem presentes, conforme os mecanismos vão atuando nos vazios alterando sua razão de aspecto, inicialmente a relação entre comprimento e altura contém valores elevados, como pode ser notado na Figura 2.20. Para os menores tempos de ensaio, conforme o processo avança a razão de aspecto tende a ficar com o valor unitário, como pode ser observado na evolução da Figura 2.20 para os maiores tempos, quanto mais próxima estiver de 1, melhor é a qualidade da junção que está sendo analisada [55], já que é a morfologia mais estável e com a menor energia livre.

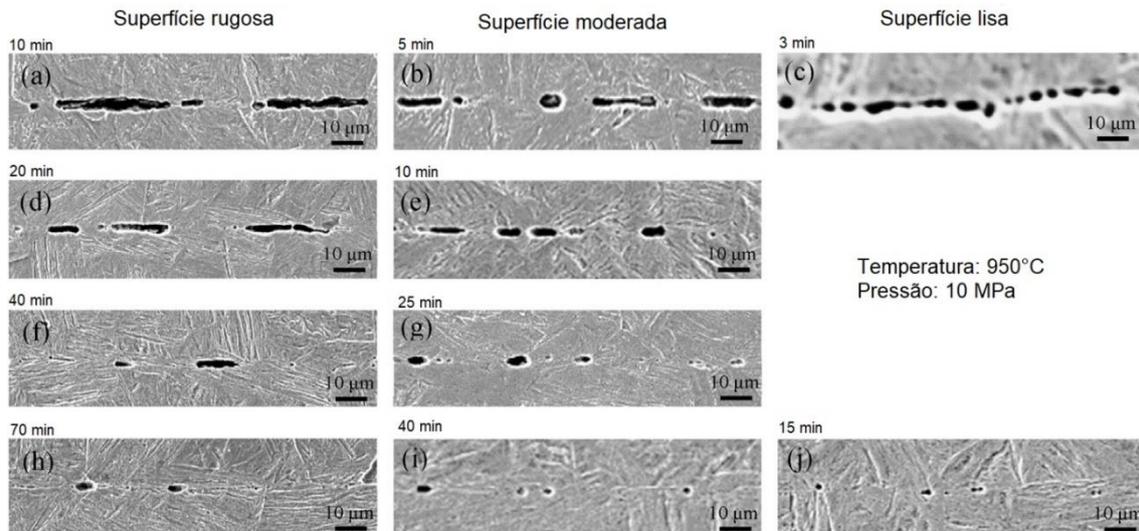


Figura 2.20 – Imagens de um microscópio eletrônico de varredura da característica das interfaces a consolidadas a mesma temperatura e pressão mas para diferentes acabamentos superficiais e tempos [52].

2.9 Consolidação do fechamento do vazio interno durante o forjamento

O processo de consolidação do fechamento do vazio interno no processo de forjamento a quente é relativamente diferente dos processos de junção de peças metálicas, as quais geralmente são realizadas por diversos métodos como soldagem por difusão e soldagem por fricção, devido a diferentes condições de trabalho, como pressão, temperatura, deformação, entre outros, já que os mecanismos atuantes nos diferentes processos não são viáveis de serem utilizadas na consolidação do fechamento do vazio interno.

O forjamento pode ser chamado de soldagem a quente sob pressão, que requer maior pressão que a soldagem por difusão [37]. Este processo ajuda a explicar como vazios internos de lingotes grandes desaparecem pelo processo de forjamento com grandes deformações. Em adição a soldagem por difusão, o mecanismo de deformação de fluxo é considerado, mas fluência e difusão não são tão relevantes devido ao curto período de trabalho. Este mecanismo pode ser ainda dividido em duas etapas: durante a deformação plástica e nos momentos de aquecimento posteriores ao forjamento. Neste trabalho somente a primeira etapa será analisada.

A consolidação do vazio durante o forjamento pode ser governada, principalmente, pelo mecanismo de consolidação induzida pela deformação plástica da superfície e a força coesiva entre os materiais da superfície de contato, na qual altas pressões normais são aplicadas nesta superfície.

Diversos trabalhos foram propostos de maneira a modelar a o fechamento e a consolidação do vazio interno, conforme listados por Lee et al [60], os quais em sua maioria relacionam a deformação efetiva como um parâmetro importante para determinar se um vazio será consolidado ou não, outros estudos afirmam que ela é mais importante que a tensão hidrostática. Estes trabalhos são excelentes estudos teóricos, mas frequentemente necessitam de critérios complexos e equipamentos incomuns para sua execução, e acabam se tornando de difícil implementação na rotina de uma empresa siderúrgica. Sendo assim, verificou-se a necessidade de implementação de um método de ensaio de consolidação do fechamento do vazio interno que fosse de fácil implementação em um dos simuladores termomecânicos mais populares no mercado, o Gleeble®.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Aço W.Nr. 1.2738 modificado

Para se investigar os efeitos das variáveis da consolidação do fechamento do vazio interno de lingotes no aço W.Nr. 1.2738 modificado, também conhecido como VP20ISO ou X40CrMnNiMo8-6-4 modificado. A sua modificação consiste na redução do teor de Níquel, para reduzir custo, e o aumento do teor de Manganês, para manter a temperabilidade. Este aço foi escolhido por ser utilizado na fabricação de blocos de grandes dimensões e pela sua relativa similaridade com os aços da série DIN W.Nr. 1.69xx, que são utilizados em peças para aplicação em geração de energia. Foram utilizadas amostras de material comercial não poroso provenientes de lingotamento convencional fornecidos na condição forjada, temperada e revenida pela Villares Metals S.A. de Sumaré. A Villares Metals S.A. também forneceu em seu certificado a composição química da liga, a qual é mostrada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química do aço utilizado, corrida 4853861

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Fe
(% massa)	0,35	0,36	1,64	0,012	0,0018	1,90	0,30	0,73	Rest.

3.2 Ensaio de consolidação do fechamento do vazio interno

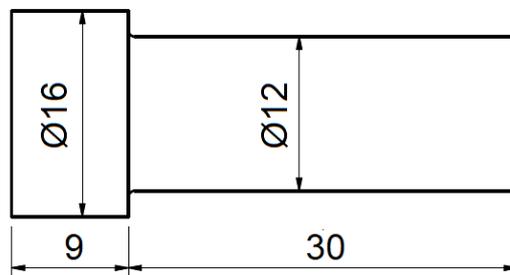
De maneira a possibilitar a influência de diferentes condições de processo na consolidação do fechamento do vazio, fez-se necessário desenvolver um ensaio que pudesse simulá-lo e pudesse ser utilizado na determinação dos parâmetros do processo de forjamento necessários para consolidação do fechamento de vazios internos, este desenvolvimento está descrito detalhadamente no item 4.1. Alguns métodos de ensaios já foram propostos por diversos autores, como Afshan et al. [53] e Li et al. [61], nos quais este trabalho se baseou para realização de testes no simulador termomecânico Gleeble® 1500D da Villares Metals S.A.

Com estas amostras fornecidas foram usinados corpos de prova com geometria e as dimensões apresentadas pela Figura 3.1, os quais tem como base a geometria padrão para ensaios de plasticidade a quente na Gleeble®.

Após sua usinagem havia a necessidade de se confeccionar um defeito conhecido, então se optou que ele fosse caracterizado por um corte realizado em uma "cut-off" na metade do comprimento do corpo de prova. A superfície cortada foi teve seu acabamento feito com lixas de grão 80 até 1200, para uma rugosidade não maior que 20 Ra, medidas em um rugosímetro Mitutoyo SJ201P. Esta padronização do acabamento superficial é importante, pois afeta diretamente a qualidade da junção [52,54], pois diferenças nas rugosidades podem afetar os resultados dos ensaios.



(a)



(b)

Figura 3.1 - Corpo de prova com contato de 10 mm de diâmetro. a) Fotografia. b) Desenho e dimensões do conjunto com a interface identificada pela linha pontilhada, dimensões em mm.

Termopares do tipo K ou S são soldados em cada corpo de prova do par. Ele então é posicionado nas garras de cobre do equipamento, como mostrado na Figura 3.2, e em seguida a câmara de ensaio do equipamento é fechada e a bomba de vácuo é acionada, chegando a valores de 3 torr. O sinal deste termopar é lido por um controlador que aciona o circuito elétrico do equipamento

e assim impõe as taxas de aquecimento/resfriamento especificadas ou mantém constante a temperatura, conforme o programa de controle.

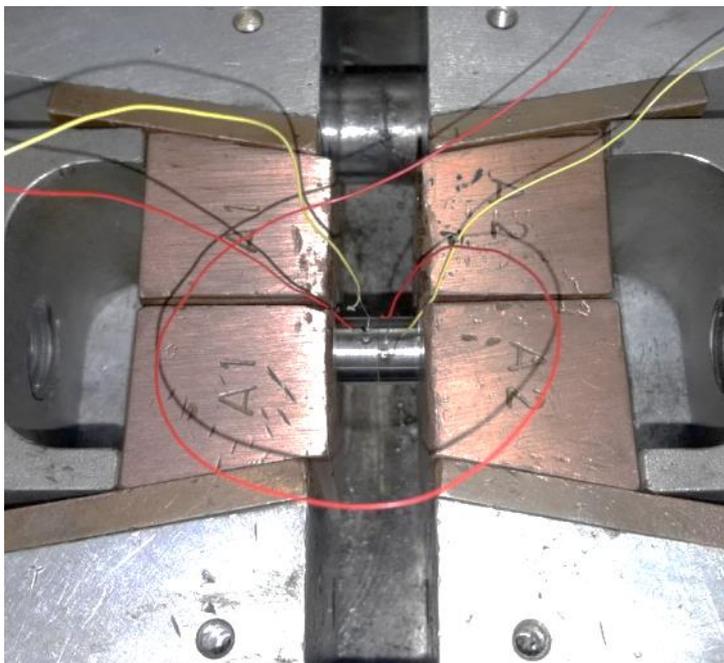


Figura 3.2 - Montagem do equipamento mostrando os corpos de prova sendo segurados pelas garras de cobre e o posicionamento dos termopares.

Um computador ligado à máquina realiza o controle de todas as funções da máquina, entre eles os parâmetros de processo. Ele envia sinais para acionamento dos equipamentos de forma a aplicar os parâmetros do ensaio como tempo, temperatura, deformação, taxa de deformação e taxa de resfriamento. O computador também é responsável por receber, armazenar e processar os dados de temperatura, carga e deslocamento gerados durante o ensaio pela instrumentação.

Para escolher os valores de deformação dos experimentos, foi definido o maior nível de deformação em 0,40 se baseando no trabalho de Frota Jr *et al* [62], onde mostra que a deformação efetiva máxima no vazio pode atingir entre 0,30 e 0,40 no processo de recalque. Em seguida estabeleceu-se o valor de 0,05 para uma condição de baixíssima deformação e 0,20 para um estado intermediário, valor este usualmente encontrado na etapa de desbaste.

Foi realizada uma simulação numérica, utilizando o software DEFORM-3D™, da operação de recalque de um lingote de 35 toneladas em uma prensa

com capacidade de 50 MN, ilustrado na Figura 3.3, em que foi possível verificar que a taxa de deformação média atingida no centro do lingote é de aproximadamente $0,005 \text{ s}^{-1}$. Também foi realizada uma segunda simulação na qual foi replicado o ensaio de consolidação de fechamento do vazio, ilustrada na Figura 3.4, pelo qual foi determinado que, ao se utilizar a velocidade de avanço do pistão atuador de $0,05 \text{ mm/s}$, se obtém uma taxa de deformação média aproximada de $0,005 \text{ s}^{-1}$, que é compatível com a taxa de deformação do processo do recalque simulado previamente.

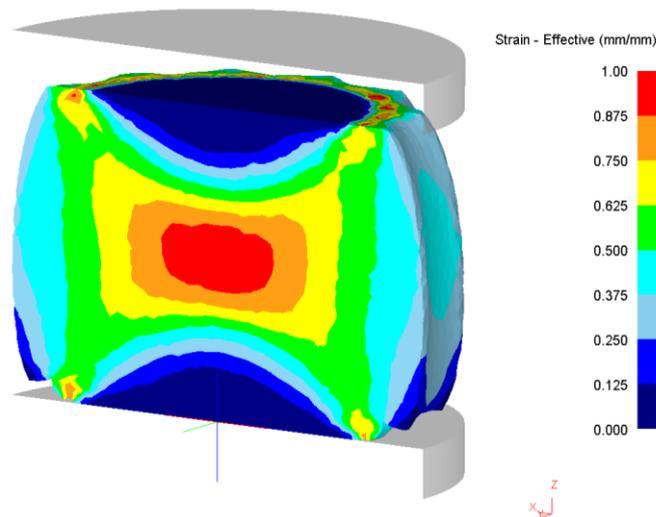


Figura 3.3 – Simulação numérica da operação de recalque com deformação de 0,40 a 1250°C , mostrando a distribuição da deformação efetiva.

Uma consequência importante dessa definição de níveis de deformação e velocidade constante é que para cada valor de deformação haverá um tempo proporcional de aplicação de carga, de modo que também reproduz o que ocorre no processo real de forjamento. Por exemplo, para a deformação de 0,05 a aplicação de força será aproximadamente de 9,8 segundos, ao passo que na deformação de 0,40 a aplicação de força ocorrerá durante 74 segundos.

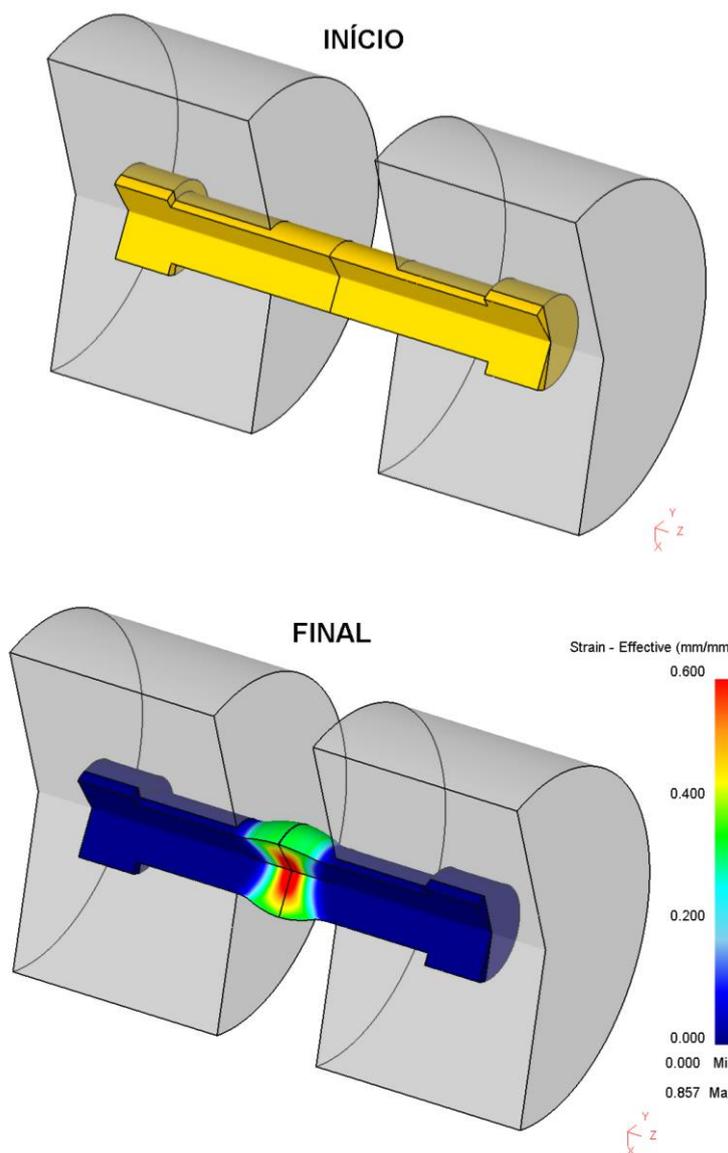


Figura 3.4 - Visão geral da simulação no início do ensaio e no final mostrando o resultado de deformação efetiva

Analisando o resultado da simulação mostrada na Figura 3.4, observou-se que a deformação efetiva é heterogênea ao longo da superfície de soldagem, devido ao estado triaxial de tensões, então foi definido que o resultado da média aritmética da deformação de quatro pontos localizados próximo à interface, conforme mostra a Figura 3.5, será utilizada para o cálculo da correlação da deformação com o deslocamento, que está apresentada no gráfico da Figura 3.6, obtendo-se também a Equação (3.1) [63] para esta correlação.

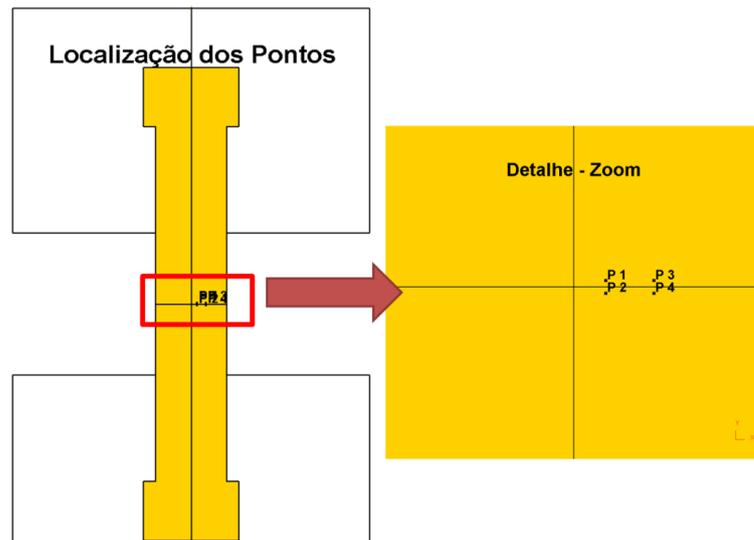


Figura 3.5 - Localização dos pontos para cálculo da média da deformação.

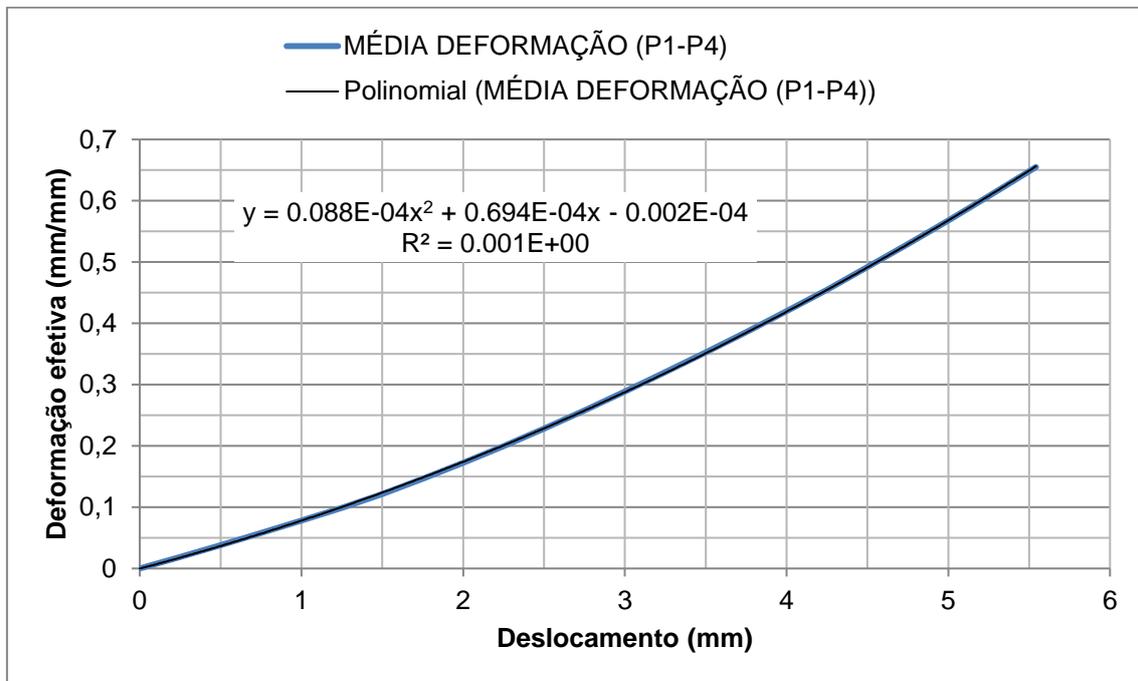


Figura 3.6 - Gráfico resultante da correlação entre deformação e deslocamento para o ensaio de consolidação do fechamento de vazios.

$$\varepsilon = 8,834 \cdot 10^{-3} \cdot d^2 + 6,944 \cdot 10^{-2} \cdot d - 1,876 \cdot 10^{-4} \quad (3.1)$$

Em que ε é a deformação efetiva e d é o deslocamento do ensaio.

A escolha dos níveis de temperatura foi definida com valores que tipicamente ocorrem no forjamento em suas diferentes etapas, conforme citado no item 2.4.2. A etapa de recalque usualmente ocorre a 1250°C, enquanto o forjamento em alta temperatura a 1200°C e finalmente o forjamento em baixa temperatura a 1100°C, conforme a Tabela 3.2. O ensaio consiste de comprimir as duas metades do corpo de prova entre si nas diversas condições, onde para cada condição foi realizado um experimento, já que durante o desenvolvimento do ensaio não foram detectadas variações significativas entre amostras ensaiadas nas mesmas condições.

Tabela 3.2 - Design de experimentos

Deformação	Temperatura [°C]		
	1100	1200	1250
0,05	1	4	7
0,20	2	5	8
0,40	3	6	9

O programa de ensaio pode ser esquematicamente observado nas Figura 3.7 e Figura 3.8, onde os ensaios são iniciados no modo de carga. Inicialmente é aplicada uma carga de -74,8 kgf, equivalente a 6,5 MPa na área contato entre os corpos de prova, por 30 segundos no conjunto para permitir a acomodação das garras do equipamento e um melhor contato entre as faces do corpo de prova antes de se iniciar o aquecimento. O aquecimento foi a uma taxa de 10°C/s até a temperatura 900°C a 1°C/s até a temperatura de ensaio, sendo controlada por dois termopares. A utilização de uma taxa menor acima de 900°C foi devido ao temor de que se fossem utilizadas taxas elevadas quando o corpo de prova já se encontrasse em temperatura elevada, o equipamento poderia fornecer uma corrente mais elevada e que com maiores oscilações em seus valores, e por isso poderia ocorrer fusões localizadas na interface de contato.

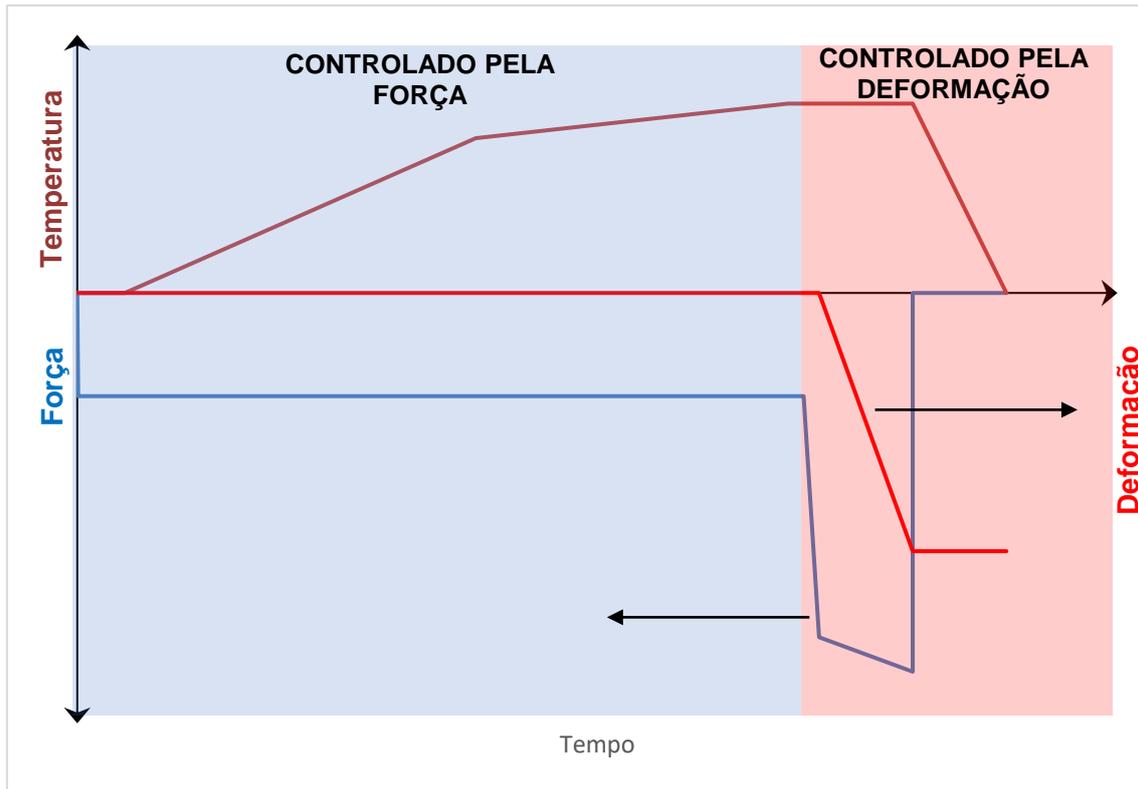


Figura 3.7 - Esquema da variação do tempo, temperatura, força e deformação.

#	L	Time	Axis 1	Axis 2	Axis 3	Comments
1		System				
2		Stress-Strain	Axial strain using Stroke, l = 20.000mm, d = 12.000mm			
3		Acquire	Force PowAngle PTemp Strain Stress Stroke TC1 TC2			
4	*					
5	*					
6	*					
7		Start	<input checked="" type="checkbox"/> Mechanical	<input type="checkbox"/> High	<input checked="" type="checkbox"/> Thermal	
8		Mode	Force [kgf]	Wedge [cm]	TC1 [C]	
9		Sample	50.0Hz			
10		00:03.0000	-74.8	0.000	0	
11		00:30.0000	-74.8	0.000	0	AQUECIMENTO COM
12		01:30.0000	-74.8	0.000	900	TAXA DE 10°C/s
13		05:00.0000	-74.8	0.000	1200	AQUECIMENTO COM
14		00:29.0000	-74.8	0.000	1200	TAXA DE 1°C/s
15		00:01.0000	-74.8	0.000	1200	
16		Zero	Stroke			
17		00:01.0000	-74.8	0.000	1200	
18		Mode	Stroke [mm]	Wedge [cm]	TC1 [C]	DEFORMACAO 0.05
19		00:00.5000	-0.20	0.000	1200	
20		00:09.3200	-0.66	0.000	1200	
21		02:00.0000	-0.66	0.000	0	
22		End	<input type="checkbox"/> Mechanical	<input type="checkbox"/> High	<input type="checkbox"/> Thermal	

Figura 3.8 – Exemplo da tela de programação do ensaio no equipamento Gleeble® 1500D.

Os ensaios foram realizados no simulador termomecânico Gleeble® 1500D da Villares Metals S.A., e como não há nenhuma norma que estabeleça um método para este tipo de ensaio, sua definição é um dos objetivos deste trabalho e será discutido posteriormente.

Ao se atingir a temperatura de ensaio ela é mantida por 30 segundos com o objetivo de se obter uma temperatura mais homogênea no conjunto antes do prosseguimento do ensaio. Logo após a execução do tempo total de encharque o modo de execução de ensaio muda para controle por deformação, como pode ser visto na linha 16 da Figura 3.8, onde o equipamento atribui o valor de zero na carga sendo aplicada e se inicia a deformação pelo controle da posição do pistão atuador. As posições são determinadas de acordo com a Equação (3.2) de maneira a imprimir a deformação estipulada para o ensaio a uma taxa de $0,005s^{-1}$.

Depois de finalizada a deformação, os corpos de prova foram resfriados em vácuo por um tempo fixo de dois minutos, até uma temperatura inferior a $300^{\circ}C$, com a maior quantidade de calor sendo extraída pelo equipamento através do contato dos corpos de prova com as garras de cobre refrigeradas internamente por água corrente, resultando em uma taxa de resfriamento de aproximadamente $-10^{\circ}C/s$.

3.3 Metalografia

Depois da realização dos ensaios, foi feita a observação microestrutural da liga nos corpos de prova ensaiados. A região dos corpos de prova deformada durante ensaio foi cortada, conforme a Figura 3.9, e a secção longitudinal foi preparada e acabada com diversas lixas de grão 80 até 1200 e então feito o polimento em uma suspensão de alumina de $1\ \mu m$ de diâmetro. O ataque químico utilizado para revelação microestrutural das amostras foi o ataque por imersão em reagente Nital 2%.

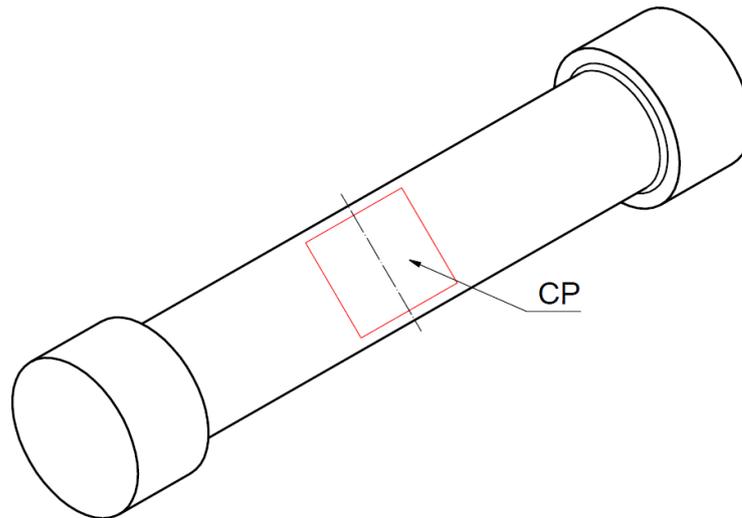


Figura 3.9 - Representação esquemática da amostra longitudinal preparada para observação microestrutural.

A observação metalográfica dos corpos de prova revelou a microestrutura martensítica após deformação a quente.

3.4 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A análise da interface consolidada foi realizada em um microscópio eletrônico por meio de espectrometria de energia dispersiva, EDS em microscópio eletrônico de varredura da marca JEOL, modelo JXA-8230.

3.5 Determinação das curvas de escoamento

Originalmente o motivo da realização deste ensaio foi para se obter os valores das tensões os quais esta liga suportaria nas condições de realização dos ensaios de consolidação do fechamento do vazio, quando operado em modo de carga, mas como se optou pela operação em modo de deformação, conforme discutido no item 4.1.4, este ensaio perdeu esta funcionalidade. Apesar desta decisão, a realização deste ensaio é de suma importância para dar suporte na interpretação da análise microestrutural, uma vez que a ocorrência da recristalização pode afetar a eficiência da consolidação do fechamento do vazio [58], pois possui um papel importante na força da junção pela remoção de contornos planares na interface original [59].

O procedimento experimental foi baseado no utilizado no livro “*Hot Working Guide*” [64]. Corpos de prova com geometria cilíndrica, conforme Figura 3.10, foram confeccionados para a realização dos ensaios de compressão a quente e conseqüentemente para determinação das curvas de escoamento. Esta geometria de corpo de prova possui relação de altura pelo diâmetro de 1,5. Também há ranhuras de 0,5 mm no topo e base do corpo de prova para que haja retenção do lubrificante, pasta de níquel, durante a execução do ensaio. Para auxiliar ainda mais na lubrificação, folhas de tântalo são utilizados entre o contato do corpo de prova e as garras de cobre do equipamento.

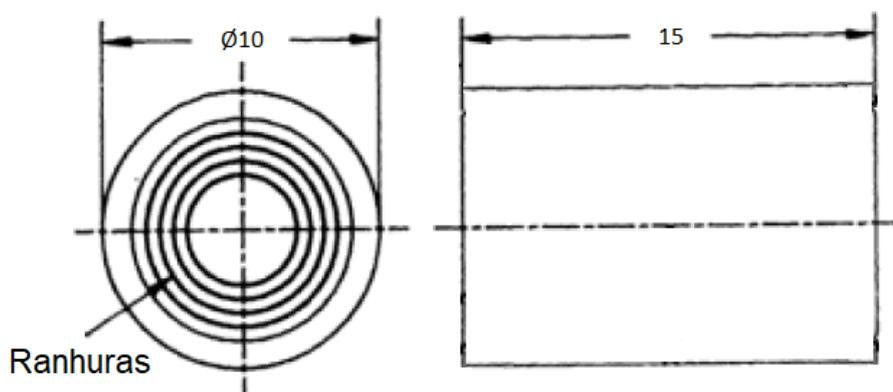


Figura 3.10 - Geometria do corpo de prova utilizado no ensaio de obtenção das curvas de plasticidade, dimensões em mm.

O ensaio de compressão é realizado no equipamento Gleeble® 1500 D, descrito no item 2.6, se utilizando uma taxa de deformação de $0,005 \text{ s}^{-1}$. O equipamento é preparado com um programa que controla a posição do pistão atuador de maneira a exercer taxas constantes de deformação de acordo com a equação (3.2).

$$X(t) = -h_0[1 - \exp(\dot{\epsilon}t)] \quad (3.2)$$

Em que $X(t)$ é a posição do pistão atuador no tempo t , h_0 é comprimento inicial da amostra e $\dot{\epsilon}$ a taxa de deformação.

As curvas de carga-avanço são convertidas conforme as equações (3.3) e (3.4).

$$\sigma = P/A_0(1 - e) \quad (3.3)$$

$$\varepsilon = -\ln(h_0/h) \quad (3.4)$$

Em que σ é a tensão verdadeira, P é a carga, A_0 a área inicial, e é a deformação de engenharia $[(h_0-h)/h_0]$, ε a deformação efetiva, h_0 o comprimento inicial da amostra e h a o comprimento instantâneo.

Mesmo com todo o cuidado com a lubrificação na execução do ensaio, o atrito ainda não pode ser desconsiderado, já que partes das curvas de deformação acabam de distanciando um pouco dos valores das respostas mecânicas reais.

Por isso os valores da tensão são corrigidos conforme as equações (3.5) a (3.8), desenvolvidas Ebrahimi et al. [65] e os valores calculados a partir delas mostradas na Tabela 3.3.

$$m = \frac{(R/H)b}{4/\sqrt{3} - 2b/3\sqrt{3}} \quad (3.5)$$

$$b = 4 \frac{\Delta R}{R} \frac{H}{\Delta H} \quad (3.6)$$

$$R = R_0 \sqrt{\frac{H_0}{H}} \quad (3.7)$$

$$\frac{P_{med}}{\sigma_0} = 8b \frac{R}{H} R \left\{ \left[\frac{1}{12} + \left(\frac{H}{R} \right)^2 \frac{1}{b^2} \right]^{3/2} - \left(\frac{H}{R} \right)^3 \frac{1}{b^3} - \frac{m}{24\sqrt{3}} \frac{e^{-b/2}}{e^{-b/2} - 1} \right\} \quad (3.8)$$

Em que m é o fator de fricção constante, R é o raio médio do cilindro após a deformação, H é a altura do cilindro após a deformação, b é o parâmetro do barril, ΔH é a redução de altura do cilindro após a deformação, ΔR é a diferença entre o raio máximo e o da base, R_0 é o raio inicial do cilindro, H_0 é a altura inicial do cilindro, σ_0 a o valor da tensão na curva de escoamento e P_{med} a pressão externa aplicada ao cilindro em compressão.

Tabela 3.3 - Parâmetros para a correção de atrito

Temperatura [°C]	R (mm)	b	m	P_{med}
1100	6,859	0,971	0,429	1,124
1200	7,923	0,392	0,243	1,119
1250	7,652	0,478	0,273	1,120

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Desenvolvimento de ensaio de consolidação do fechamento de vazios internos

O material utilizado para a confecção dos diversos corpos de prova foi retirado de um bloco na condição forjada com sua composição química conforme a Tabela 3.1.

Os ensaios foram conduzidos no equipamento Gleeble® 1500D, instalado na Villares Metals S.A., e operado no modo de carga, no qual o aquecimento ocorre pelo efeito Joule.

O método do ensaio foi definido no decorrer do tempo, em campanhas que serão descritas no próximo subitem. Cada campanha teve um parâmetro de ensaio a ser analisado, conforme os tópicos:

- Primeira Campanha: Teste Inicial;
- Segunda Campanha: Melhoria na Montagem do Conjunto para Passagem de Corrente e Aquecimento do Corpo de Prova;
- Terceira Campanha: Modificação da Geometria e Método de Confecção do Corpo de Prova.

4.1.1 Primeira campanha

4.1.1.1 Confecção do corpo de prova

A primeira campanha utilizou corpos de prova de geometria cilíndrica conforme mostrado na Figura 4.1. Após sua usinagem havia a necessidade de se confeccionar um defeito conhecido, então se optou que ele fosse caracterizado por um corte realizado em uma cut-off na metade do comprimento do corpo de prova. A superfície cortada foi então acabada com diversas lixas de grão 80 até 1200 para uma rugosidade não maior que 20 Ra, medidas em um rugosímetro Mitutoyo SJ201P.

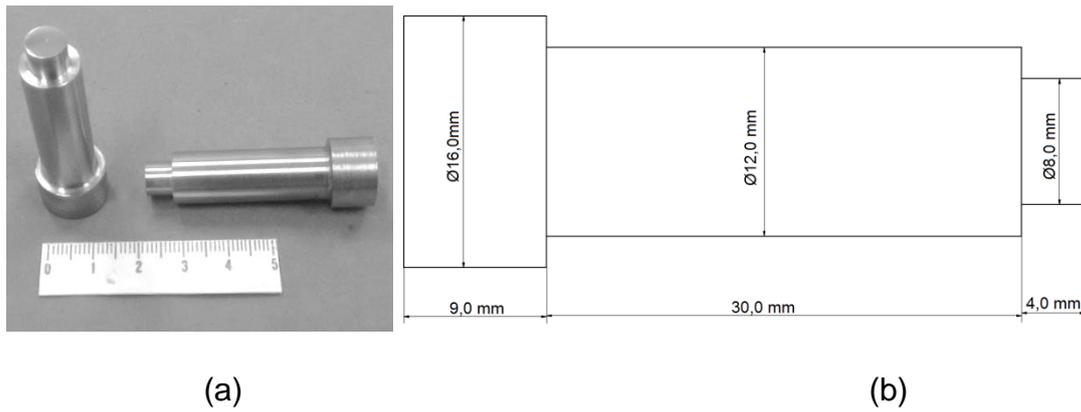


Figura 4.1 - Corpo de prova com contato de 8 mm de diâmetro. a) Fotografia. b) Desenho e dimensões.

4.1.1.2 Procedimento de consolidação

Termopares foram soldados próximos às faces a serem soldadas e o corpo de prova foi posicionado no equipamento, conforme Figura 3.2.

O programa de ensaio pode ser esquematicamente visto na Figura 4.2, onde se pode observar a aplicação da carga ao mesmo tempo em que se inicia o aquecimento até a temperatura de ensaio, onde a temperatura é mantida por 30 segundos antes de se aplicar a carga estipulada para o ensaio.

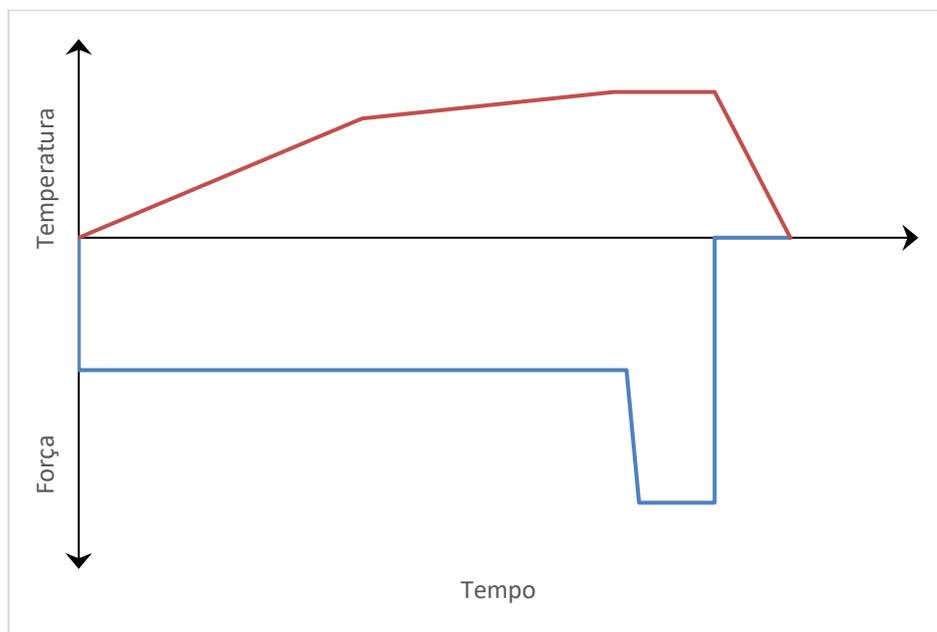


Figura 4.2 - Esquema da variação do tempo, temperatura e força da Primeira Campanha.

A temperatura do ensaio foi de 1100°C, a pré-carga definida em -320N e a pressão de ensaio de 39,8MPa.

4.1.1.3 Resultados da Primeira Campanha

O ensaio falhou, pois não foi possível aquecer o conjunto. Isto ocorreu por não haver um contato satisfatório entre o par de corpo de prova, devido ao conjunto (garras e corpos de prova) ainda não estar plenamente acomodado, o que acabou impedindo a passagem de corrente para o aquecimento resultante do efeito Joule.

4.1.2 Segunda Campanha

4.1.2.1 Confeção do Corpo de Prova

A Segunda Campanha utilizou a mesma geometria de corpo de prova da primeira campanha, conforme a Figura 4.1.

4.1.2.2 Procedimento de Consolidação

Não houve alteração na montagem do conjunto em relação à Primeira Campanha, realizada conforme Figura 4.2. Após a inserção do par de corpos de prova, foi aplicada uma pré-carga de 1 kN por 30 segundos no conjunto para permitir a acomodação das garras do equipamento e um melhor contato entre as faces do corpo de prova antes de se iniciar o aquecimento.

O programa de ensaio pode ser esquematicamente visto na Figura 4.3, onde se pode observar a aplicação da pré-carga, seguida de aquecimento até a temperatura de ensaio de 1100°C onde a temperatura é mantida por 30 segundos.

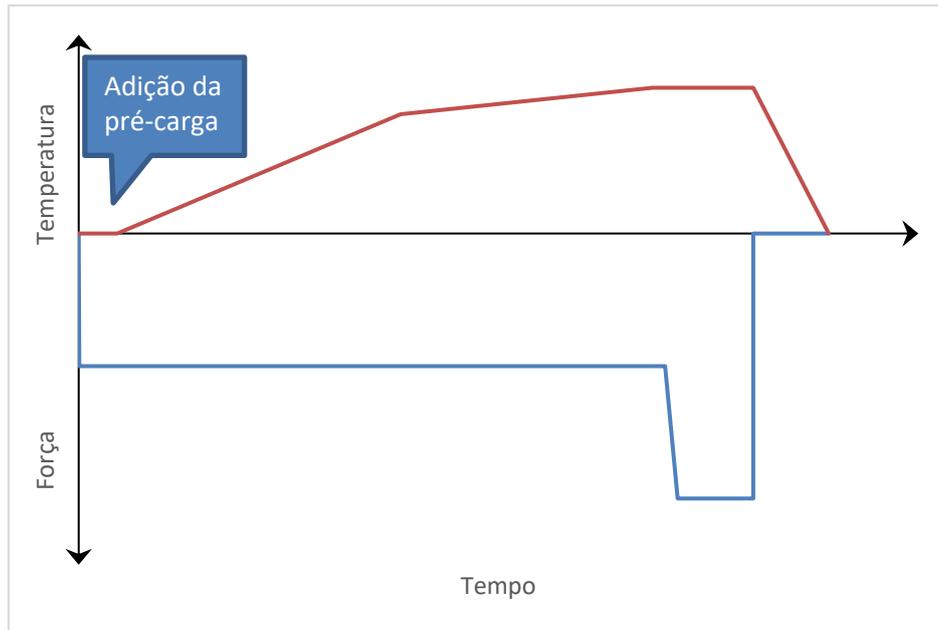


Figura 4.3 - Esquema da variação do tempo, temperatura e força da Segunda Campanha.

4.1.2.3 Ensaios Metalográficos

Após o término do ensaio a região transversal ao defeito foi preparada e analisada no microscópio óptico, conforme as Figura 4.4 e Figura 4.5.

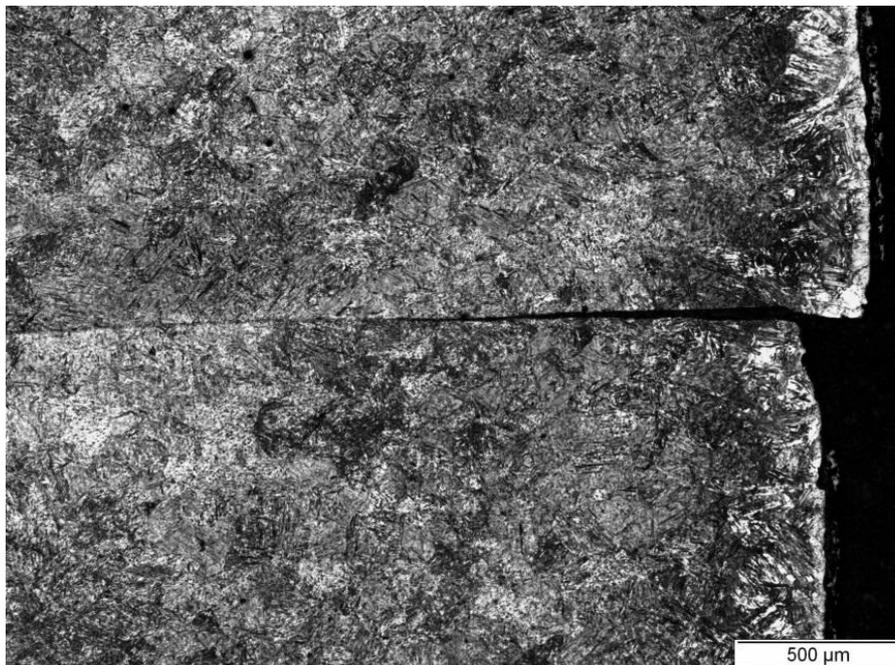


Figura 4.4 - Micrografia da região da borda do corpo de prova ensaiado na segunda campanha. Ataque com Nital 2%. Aumento 50x.

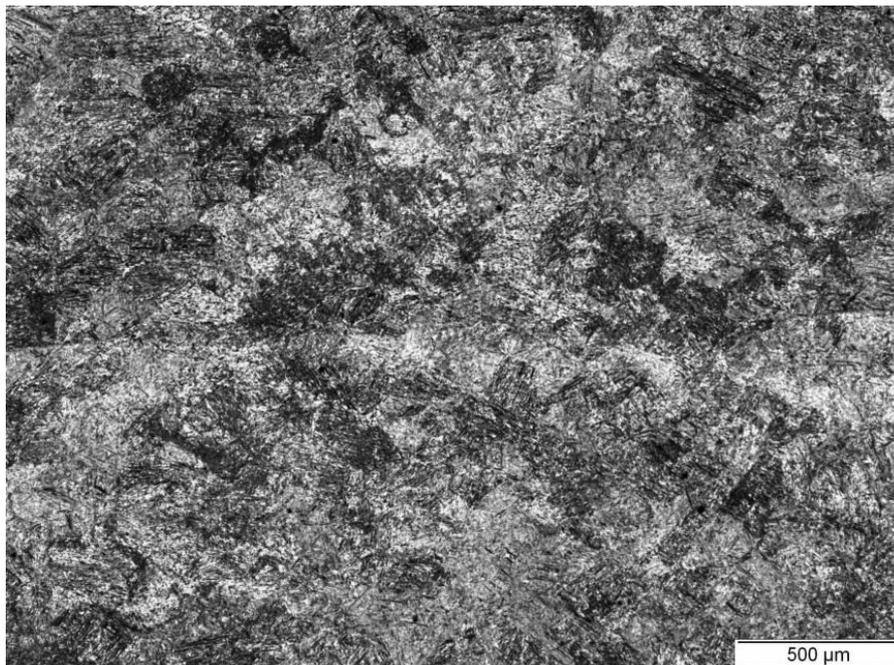


Figura 4.5 - Micrografia da região do núcleo do corpo de prova ensaiado na segunda campanha. Ataque com Nital 2%. Aumento 50x.

Foi notado que na região da borda do corpo de prova havia uma fração significativa na qual não havia contato entre as faces, como pode ser visto na Figura 4.4, além de um desalinhamento dos corpos de prova, causado pela falta de paralelismo entre a face de ensaio e a base do corpo de prova, sendo esta última empurrada pelo pistão atuador. Já na região do núcleo foi possível observar que ocorreu a consolidação parcial das faces, conforme Figura 4.5.

4.1.2.4 Resultados da Segunda Campanha

Mediante o exposto foram propostas algumas mudanças aplicadas na Terceira Campanha.

1. Aumento do diâmetro do corpo de prova na região das faces para afastar do núcleo possíveis efeitos de borda;
2. Melhoria do acoplamento entre as faces ensaiadas para melhorar o modo de aquecimento;
3. Aumento da temperatura de ensaio para verificar a ocorrência plena do fenômeno de consolidação entre faces.

4.1.3 Terceira Campanha

4.1.3.1 Confecção do Corpo de Prova

Os corpos de prova tiveram sua geometria alterada em relação à Segunda Campanha através do aumento do diâmetro da região das faces de 8 para 12 mm, conforme a Figura 3.1.

Para melhorar o acoplamento inicial dos corpos de prova durante o ensaio, foi melhorado o paralelismo das faces com a base através do faceamento em torno das bases e de uma operação de retifica nas faces de ensaio, com o objetivo de se iniciar o lixamento com lixa de grão 200. Para tornar a operação possível foi confeccionado um dispositivo para auxiliar a estabilização do corpo de prova no equipamento, conforme Figura 4.6. Este dispositivo é bipartido, no qual um par de corpos de prova é alocado por vez em suas cavidades. Quando o conjunto está fechado, por parafusos passantes, as faces a serem ensaiadas dos corpos de prova ficam expostas na parte superior, ficando e perpendiculares à face inferior.

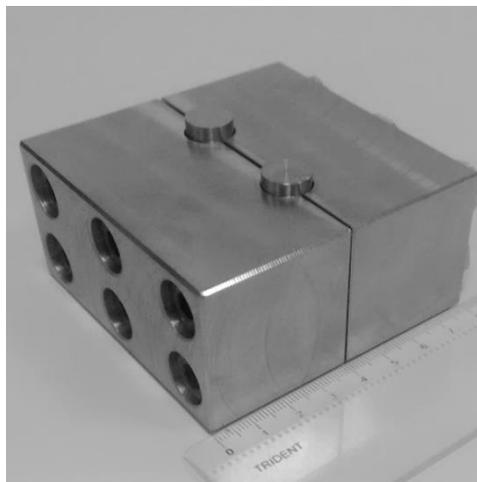


Figura 4.6 - Dispositivo para confecção de corpos de prova.

4.1.3.2 Procedimento de Consolidação

Não houve alteração na montagem do conjunto em relação à Primeira Campanha, realizada conforme Figura 3.2.

Em relação à Segunda Campanha, conforme Figura 4.3, foi alterada somente a temperatura da aplicação da carga a qual foi aumentada para 1185°C.

4.1.3.3 Ensaios Metalográficos

Após o término do ensaio, a região transversal ao defeito foi preparada e analisada no microscópio óptico, conforme as Figura 4.7 e Figura 4.8.

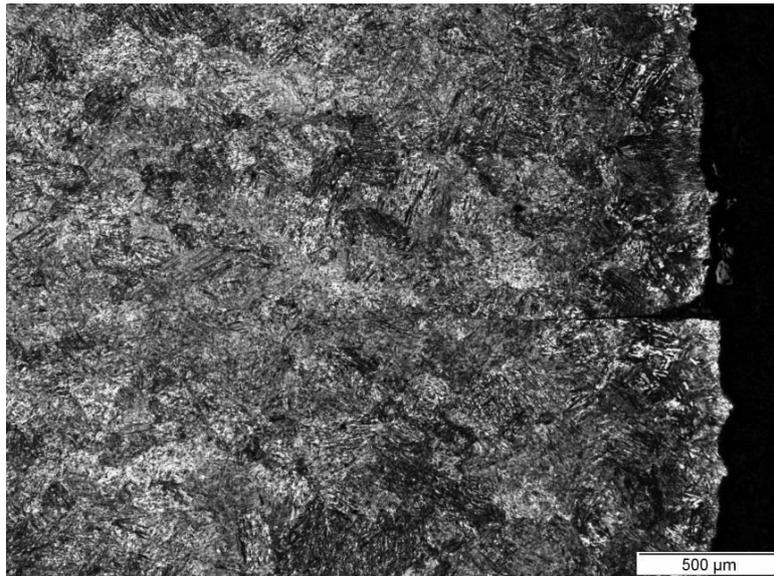


Figura 4.7 - Micrografia da região da borda do corpo de prova ensaiado na Terceira Campanha. Ataque com Nital 2%. Aumento 50x.

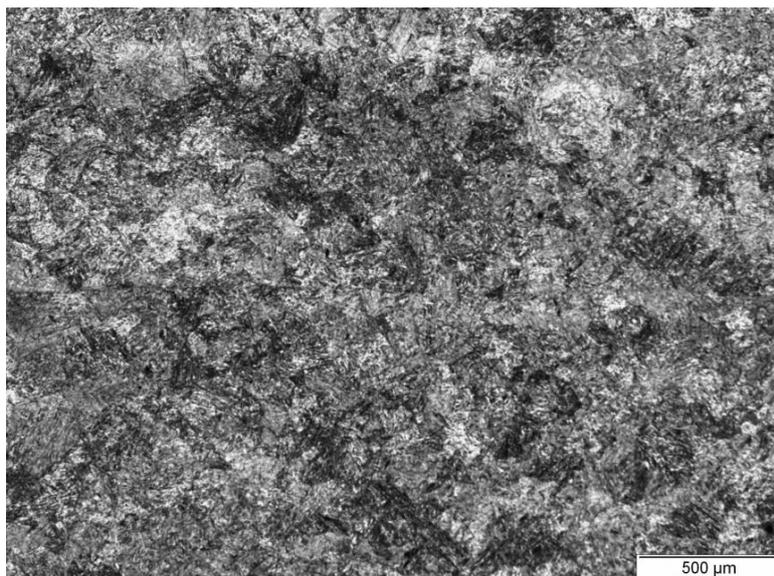


Figura 4.8 - Micrografia da região do núcleo do corpo de prova ensaiado na Terceira Campanha. Ataque com Nital 2%. Aumento 50x.

4.1.3.4 Resultados da Terceira Campanha

O resultado do ensaio foi satisfatório, pois foi possível verificar que houve a consolidação entre as faces ensaiadas. O defeito de borda e o alinhamento dos corpos de prova foram significativamente melhorados em relação à Segunda Campanha.

4.1.4 Definição do ensaio

Para finalizar a definição do ensaio, foi realizada uma avaliação se o ensaio deveria ser executado por meio de carga aplicada, como sugerido no estudo de Afshan et al. [53], ou por meio de uma determinada deformação. Chegou-se à conclusão que o ensaio seria mais representativo do processo de conformação mecânica de forjamento no caso em que a deformação é controlada, visto que no planejamento de um processo são definidos parâmetros como a temperatura inicial e o plano de passes, sendo que este último engloba o grau de redução por passe que representa a deformação controlada. A força aplicada durante o processo de conformação mecânica é determinada pelo equipamento, sendo que a bigorna se aproxima com uma velocidade constante e a força aplicada por ela aumenta conforme o aumento da resistência do produto sendo forjado de maneira a manter sua velocidade, sendo que as condições de atrito, geometria e a resistência do material que determinam a sua distribuição no produto, de forma que é mais conveniente o controle da operação pela deformação.

Na Figura 3.6 **Erro! Fonte de referência não encontrada.** é mostrada a correlação entre a deformação efetiva e o deslocamento, conforme a Equação (3.1), e que deverá ser utilizada para a determinação do deslocamento do ensaio. Comparando-se o resultado da simulação da consolidação do fechamento do vazio interno a de recalque, discutido no item 3.2, verifica-se que para a mesma quantidade de deformação, a deformação efetiva é maior no recalque. Entretanto, se considerarmos que os maiores vazios não ficam na região central dos lingotes, mas sim em regiões entre a região central e a cabeça quente, como pode ser visto na Figura 2.6, os valores da deformação efetiva nesta região do recalque são coerentes com a simulação do ensaio.

Mediante os resultados demonstrados pela Terceira Campanha foi possível analisar condições simuladas em que há ocorrência ou não da consolidação do fechamento do vazio. Foi definida uma geometria satisfatória do corpo de prova e seu método de preparação.

Na definição do ensaio, estabeleceu-se que o experimento será controlado pela deformação, mas também é possível controlá-lo por meio da carga controlada, cada modo podendo ser aplicado em uma situação que melhor se assemelhar ao processo a ser simulado fisicamente.

4.2 Curvas de escoamento

Os ensaios de compressão foram realizados nas temperaturas de 1100°C, 1200°C e 1250°C, com taxa de deformação de 0,005 s⁻¹. Os ensaios foram conduzidos após 90 segundos de encharque do corpo de prova em temperatura seguido da deformação até a deformação de 0,6.

A Figura 4.9 mostra a evolução das curvas de escoamento plástico. Para a temperatura de 1100°C, a tensão de pico atinge tensões por volta de 37 MPa, chegando ao regime estacionário com deformações próximas a 0,36 e tensão constante em torno de 32 MPa. A tensão de pico para 1200°C é em torno de 21 MPa. Atinge-se o estado estacionário em tensão constante de 17 MPa para deformação de 0,28. Para a temperatura de 1250°C temos a tensão de pico por volta de 16 MPa, mas em relação ao estado estacionário, devido à instabilidade dos valores obtidos, é de difícil determinação, atingindo o estado estacionário por volta de 0,18 de deformação em torno de 15 MPa.

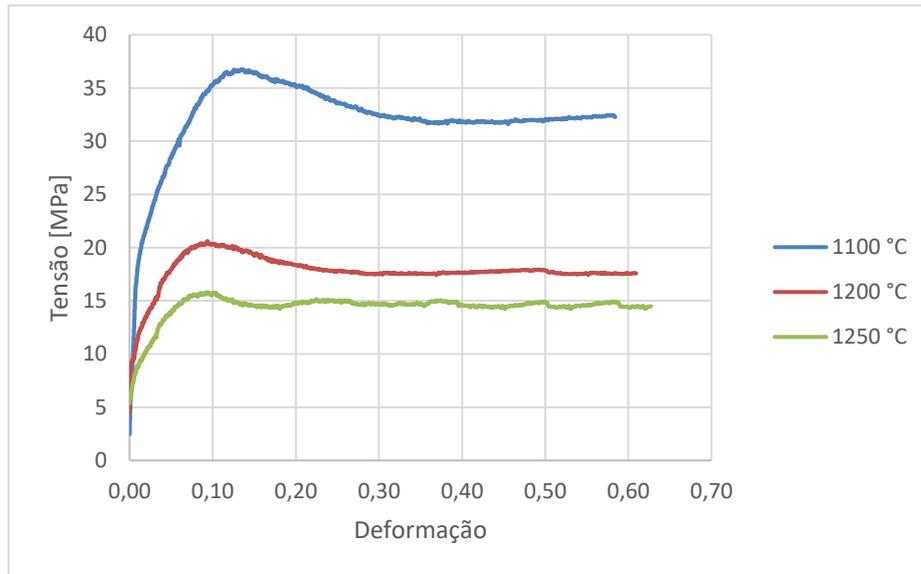


Figura 4.9 - Curvas de escoamento plástico da liga obtida em ensaio de compressão com taxa de deformação de $0,005 \text{ s}^{-1}$.

4.3 Curvas de consolidação do fechamento do vazio interno

Foram obtidos um total de nove curvas de consolidação do fechamento do vazio interno, ou seja, curvas da variação da deformação e temperatura em função do tempo, as quais são mostradas pelas Figura 4.10 a Figura 4.18.

Inicialmente nota-se que a curva de deformação acumulada sofre uma redução em seu valor nos primeiros segundos de pré-carga, antes do início do aquecimento, chegando a valores negativos, isto se deve a acomodação do conjunto dos corpos de prova e equipamentos.

Pelo simples aquecimento podemos afirmar que haverá a ocorrência do fenômeno de dilatação térmica, e que pela aplicação de uma pré-carga no corpo de prova a temperaturas relativamente elevadas, haverá a ocorrência do fenômeno de fluência. Iniciando o aquecimento, o valor da deformação acumulada passa a aumentar gradativamente até a temperatura de aproximadamente 1100°C , isto se deve principalmente ao fenômeno de dilatação térmica do conjunto. No aquecimento de 1100°C a 1160°C ocorre a estabilização do valor de deformação acumulada, devido ao fato de que para esta faixa de temperatura e taxa de aquecimento as contribuições da dilatação térmica e fluência acabam se anulando. Aquecendo-se ainda mais, é observado

que o valor da deformação acumulada passa a reduzir até o início da aplicação da deformação principal do ensaio, nesta situação a ocorrência da fluência se torna mais influente para a deformação acumulada do que a dilatação térmica. Após a chegada na temperatura de encharque, a dilatação térmica para de influenciar a deformação acumulada, sendo assim de agora em diante haverá principalmente a influência da fluência na deformação até o início aplicação da deformação principal.

É possível observar que, assim que o tempo de encharque é cumprido, ocorre uma abrupta oscilação da deformação acumulada em direção ao valor de zero, isso acontece devido à mudança de modo de funcionamento do ensaio, onde a carga aplicada fica momentaneamente igual a zero, conforme discutido no item 3.2.

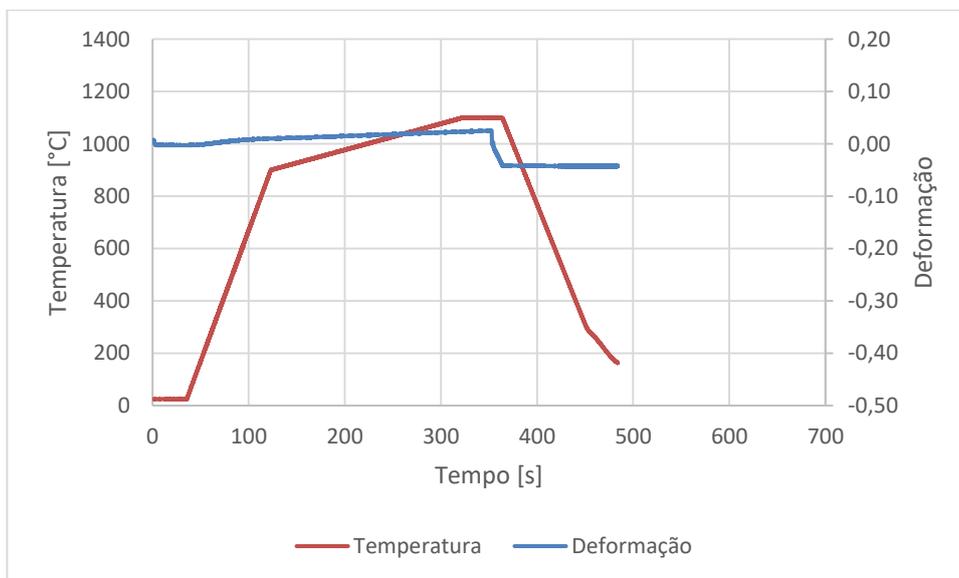


Figura 4.10 - Curva do ensaio a 1100°C e 0,05 de deformação.

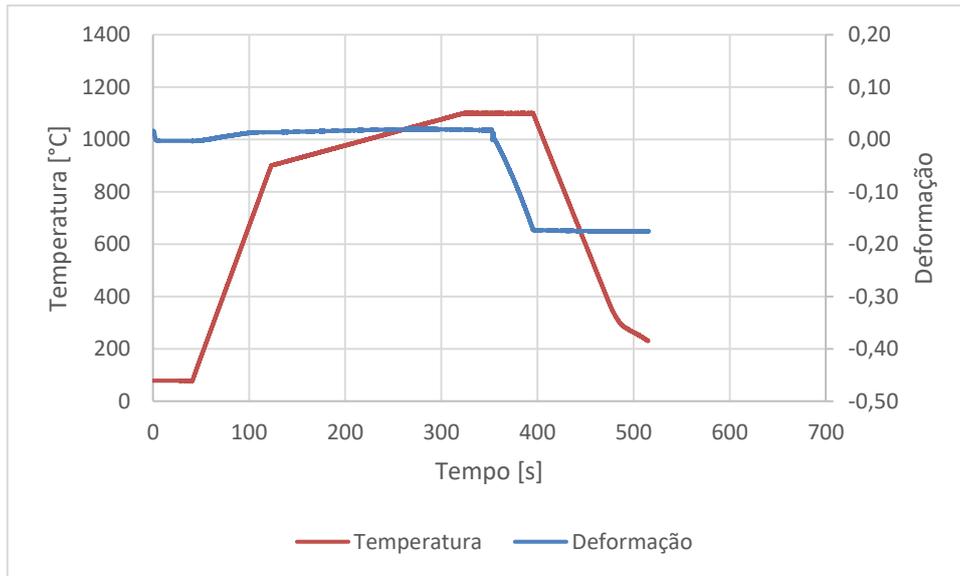


Figura 4.11 - Curva do ensaio a 1100°C e 0,20 de deformação.

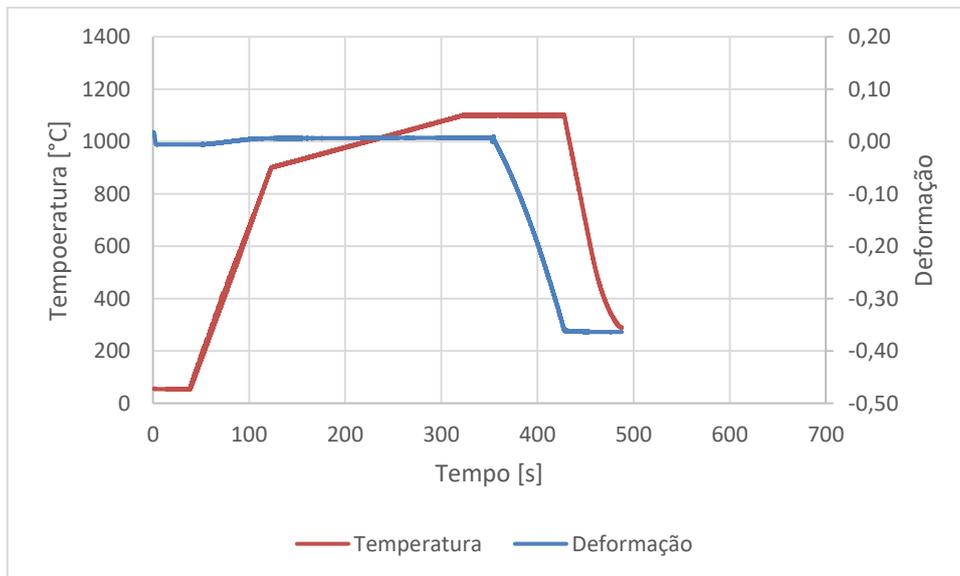


Figura 4.12 - Curva do ensaio a 1100°C e 0,40 de deformação.

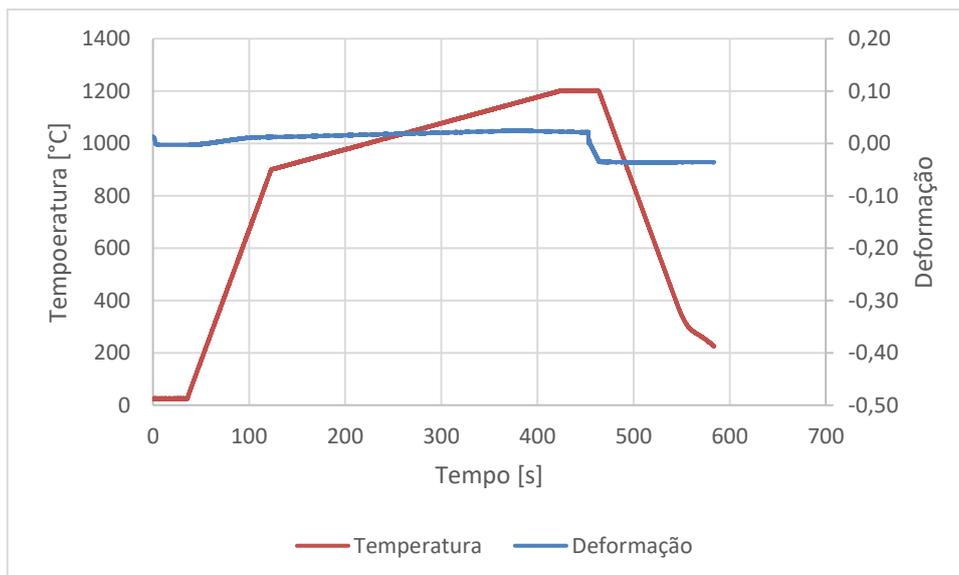


Figura 4.13 - Curva do ensaio a 1200°C e 0,05 de deformação.

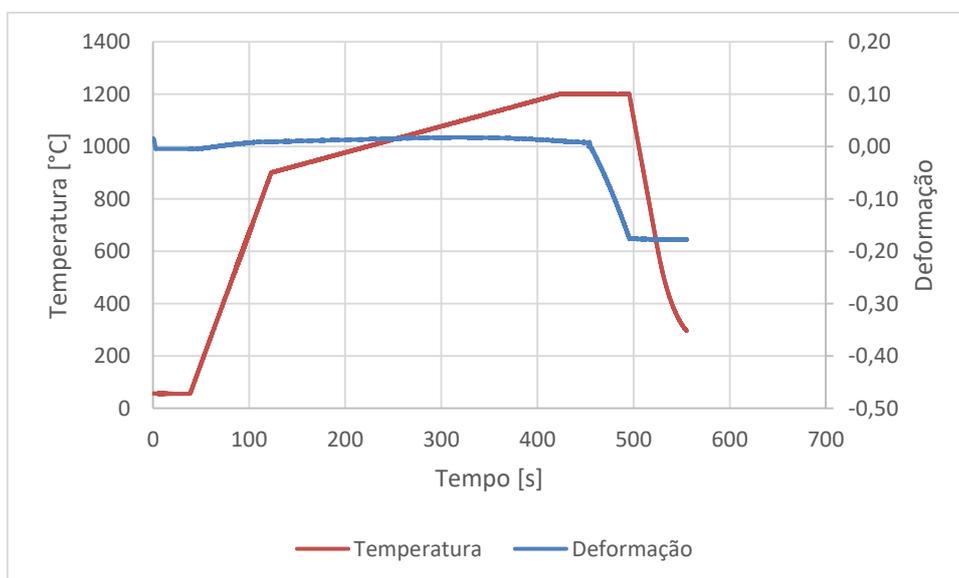


Figura 4.14 - Curva do ensaio a 1200°C e 0,20 de deformação.

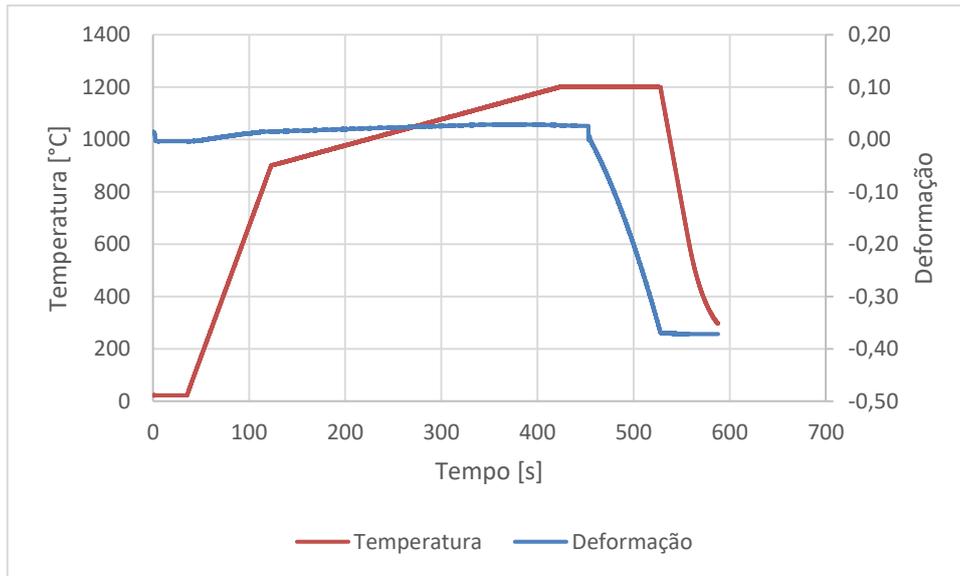


Figura 4.15 - Curva do ensaio a 1200°C e 0,40 de deformação.

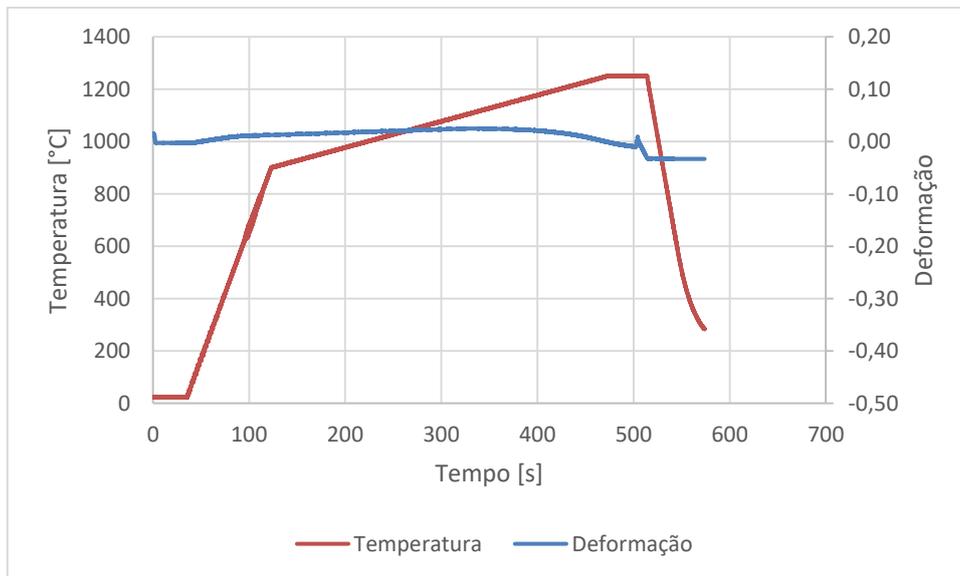


Figura 4.16 - Curva do ensaio a 1250°C e 0,05 de deformação.

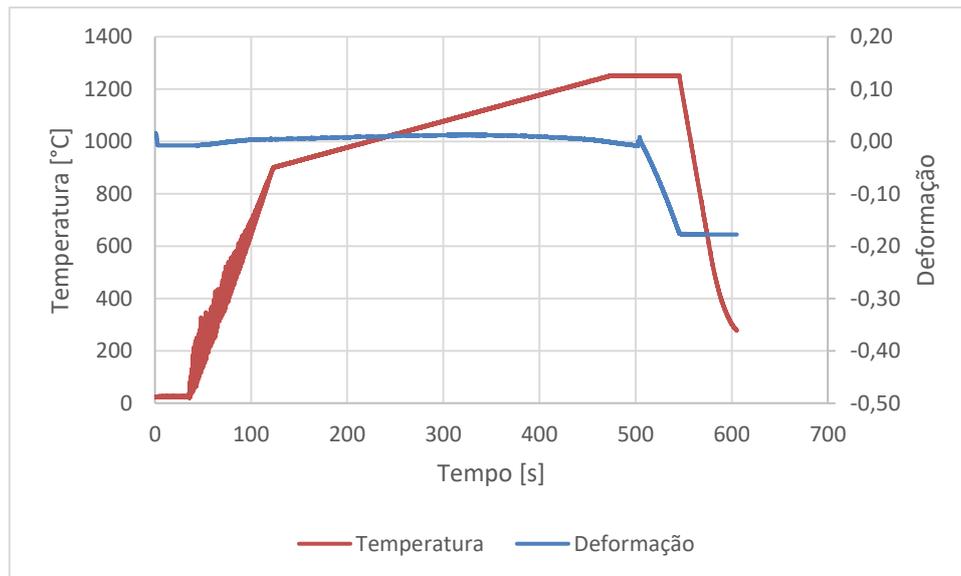


Figura 4.17 - Curva do ensaio a 1250°C e 0,20 de deformação.

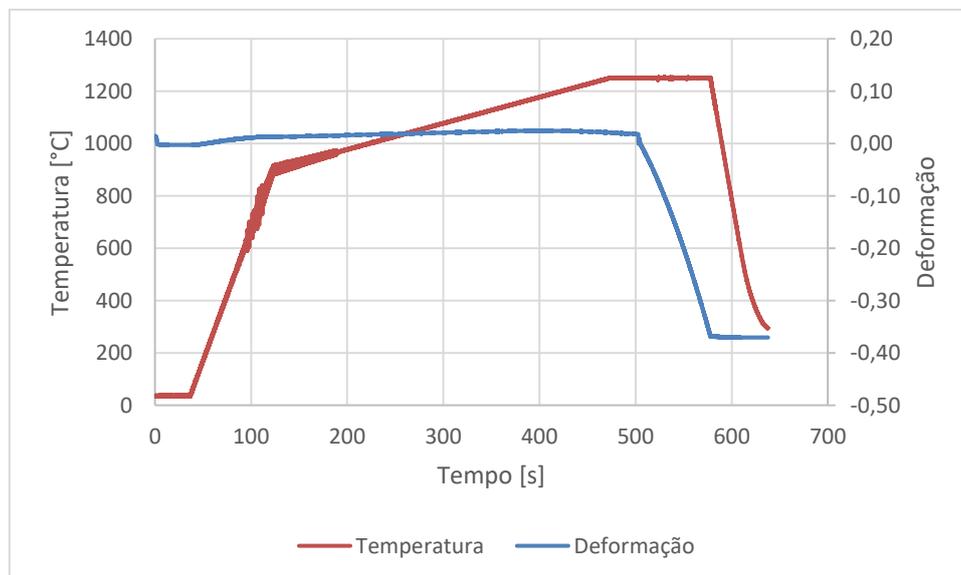


Figura 4.18 - Curva do ensaio a 1250°C e 0,40 de deformação.

4.4 Qualificação das interfaces consolidadas

Foi observado pela metalografia que foi possível realizar a consolidação de maneira satisfatória, onde se percebeu que havia quatro níveis principais de consolidação da interface:

1. **Não consolidada:** caracterizada pela separação total do par de amostras, mostrado na Figura 4.19.

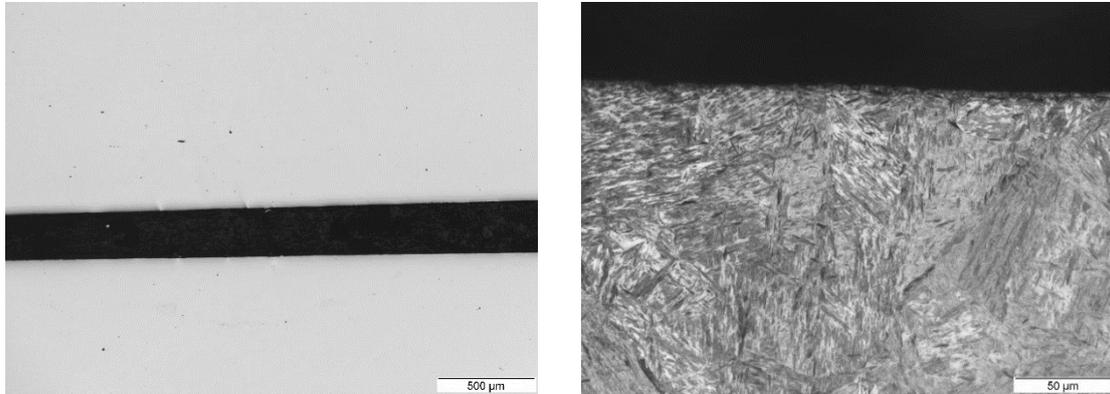


Figura 4.19 – Não consolidada, condição de ensaio a 1100°C e 0,05 de deformação.

2. **Consolidação parcialmente fraca:** caracterizada por uma interface contínua e espessa, mostrado na Figura 4.20.

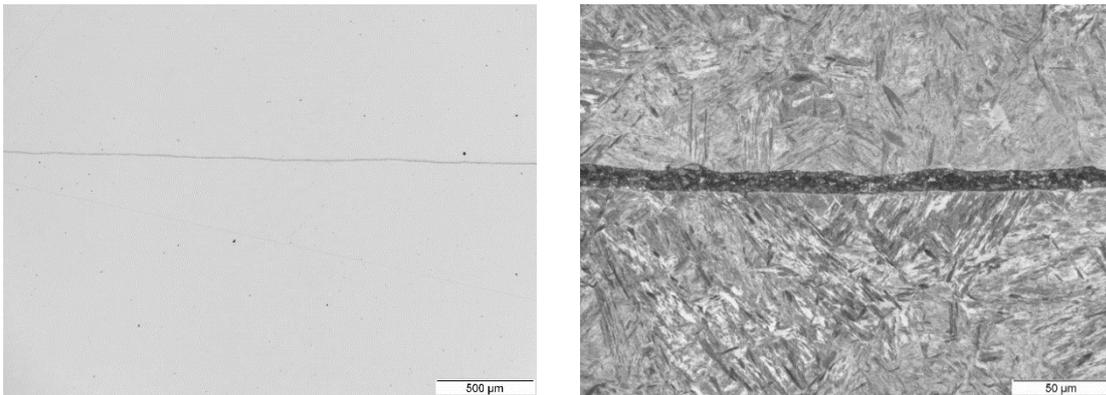


Figura 4.20 – Consolidação parcialmente fraca, condição de ensaio a 1100°C e 0,40 de deformação.

3. **Consolidação parcialmente forte:** caracterizada por uma interface contínua e estreita, mostrado na Figura 4.21

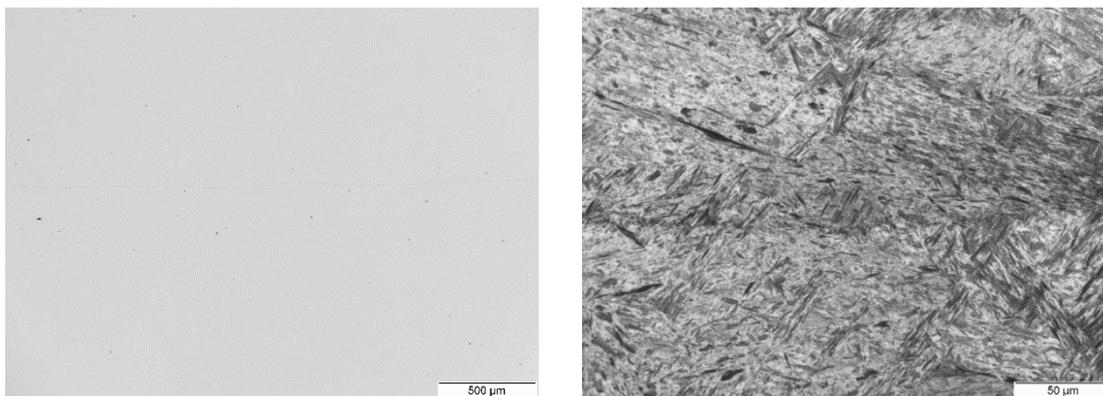


Figura 4.21 - Consolidação parcialmente forte, condição de ensaio a 1200°C e 0,40 de deformação

4. **Consolidação total:** caracterizada por pela ausência da interface, mostrado na Figura 4.22, com ocorrência indicações dispersas da interface inicial, podendo-se observar a passagem de agulhas de martensita de um lado da interface inicial para o outro.

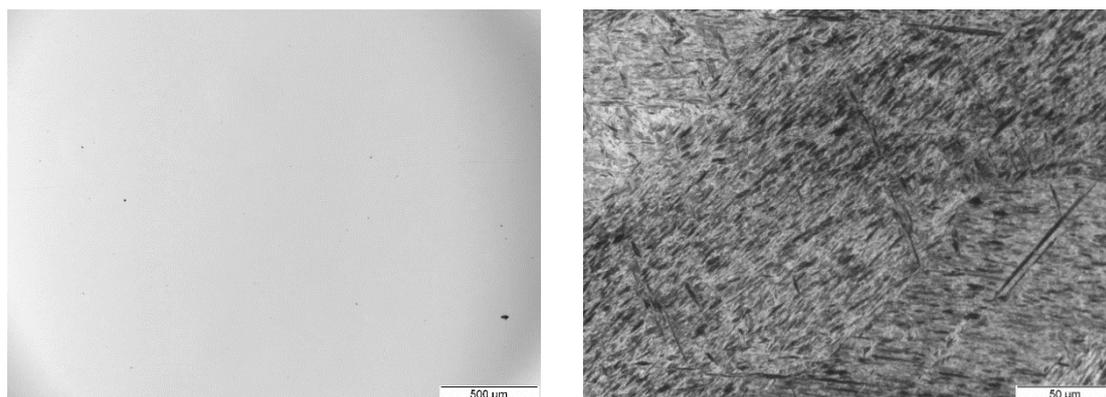


Figura 4.22 – Consolidação total, condição de ensaio a 1250°C e 0,40 de deformação

4.4.1 Caracterização das interfaces no MEV

Para caracterizar estas interfaces foi feita uma análise nas amostras da condição da parcialmente forte, mostrada na

Figura 4.23.

É possível observar que a composição da interface remanescente se caracteriza por óxidos de silício e manganês, que são elementos químicos presentes no metal base. Isso se deve principalmente ao vácuo aplicado ter sido

deficiente para ensaios nesta faixa de temperatura, o qual permitiu a formação destes óxidos ainda na fase de aquecimento, quando a parte central do conjunto a ser ensaiado ainda estava parcialmente sujeita a atmosfera da câmara de vácuo. Apesar da presença destes óxidos eles não chegaram a impedir a ocorrência da consolidação completa, já que houve passagem de agulhas de martensita de um lado da interface inicial para o outro.

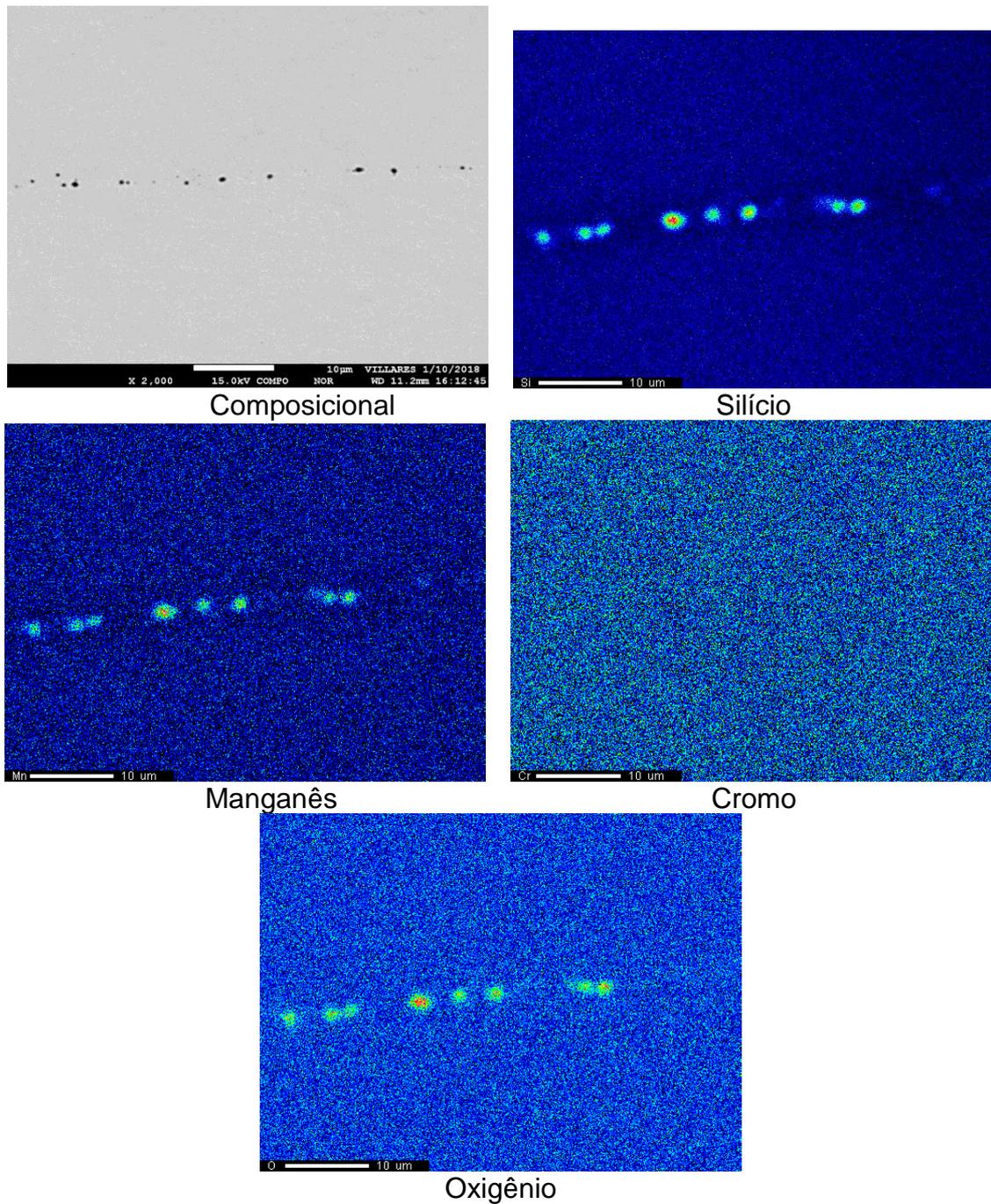


Figura 4.23 - Análise composicional e de raios-x feitos no MEV para diferentes elementos químicos.

Outra constatação feita a partir desta análise é que estes óxidos possuem um formato com razão de aspecto próximo a 1, onde conforme item 2.8.3, é um indicativo da boa qualidade da junção.

4.5 Análise das interfaces consolidadas

Para se analisar as interfaces consolidadas os corpos de prova, eles foram preparados conforme o item 3.3. A Figura 4.24 mostra os resultados mapeados para diferentes configurações de ensaio.

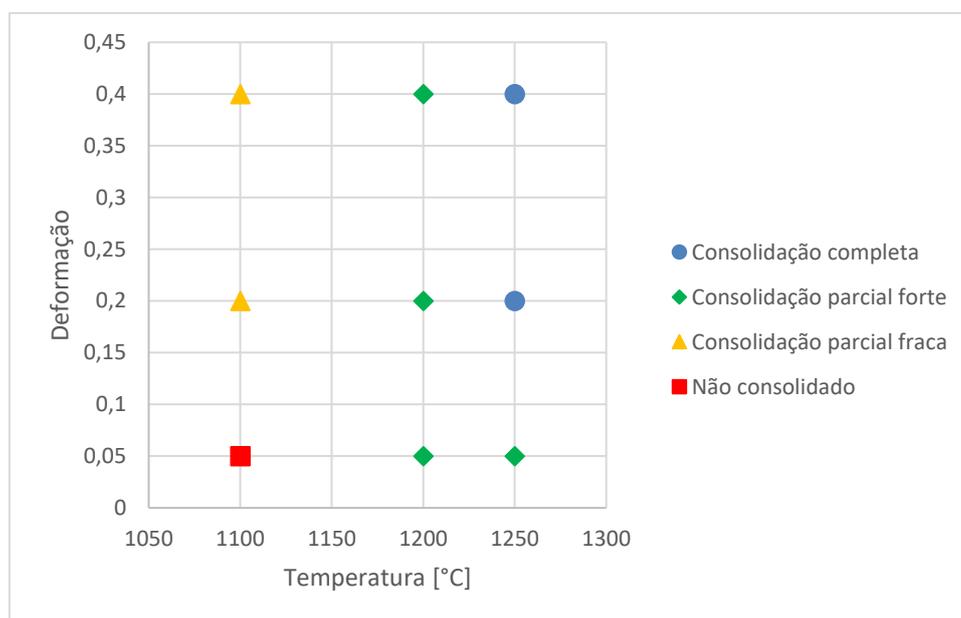


Figura 4.24 - Resultados dos experimentos para diferentes temperaturas e deformações.

No ensaio a 1100°C e 0,05 de deformação não houve adesão entre as partes, por isso se considerou não haver consolidação. Para a mesma temperatura e maiores níveis de deformação, ocorreu alguma adesão, porém com uma camada visível de porosidade, dessa forma a consolidação para estes experimentos foi considerada parcialmente fraca. Nos experimentos com a temperatura de 1200°C em qualquer nível de deformação e a 1250°C com 0,05 de deformação observou-se que há uma consolidação parcial forte, pois ainda é possível visualizar poros muito pequenos e orientação cristalográfica diferente para as respectivas partes do corpo de prova. Ao passo que os ensaios com a temperatura de 1250°C e com 0,20 e 0,40 de deformação há uma junção mais

efetiva sem a presença de poros e incluindo zonas de recristalização de grão com mesmas orientações provenientes de lados diferentes.

Imagens da microestrutura das interfaces consolidadas são mostradas na Figura 4.25, as quais mostram as interfaces consolidadas para as diferentes condições de ensaio.

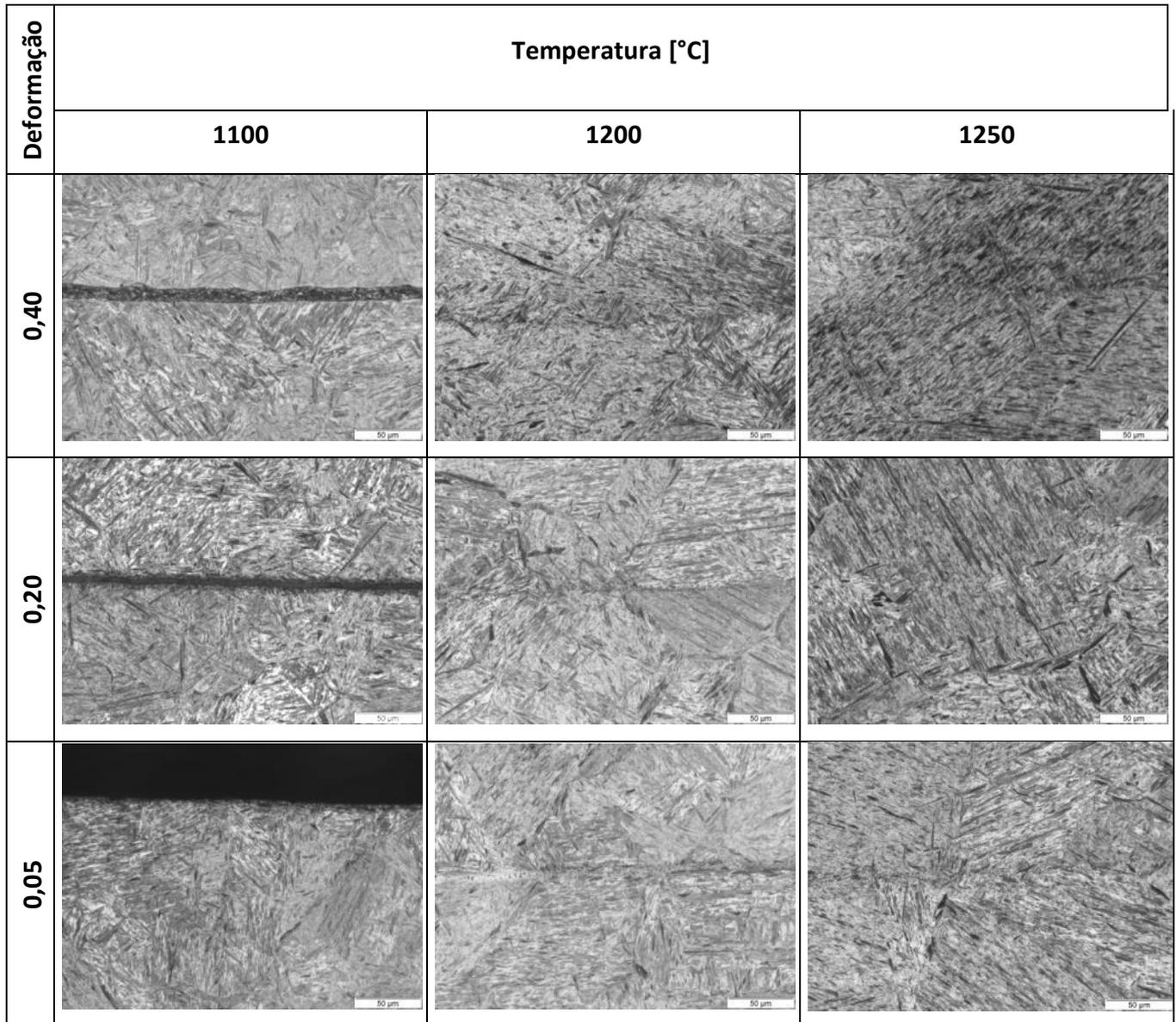


Figura 4.25 - Imagens tiradas com microscópio ótico aumento de 500x, ataque Nital 2%. Interfaces consolidadas a 1100, 1200 e 1250°C para deformações de 0,05, 0,20 e 0,40.

A ocorrência do fenômeno de consolidação do fechamento de vazios pela variação a temperatura, tempo e deformação foi conforme descrito em diversos artigos para diferentes aços [52,53,55,56,57,61].

Ao se correlacionar as microestruturas analisadas com as curvas de escoamento obtidas no item 4.2, é possível verificar que para a deformação de 0,05, independente da temperatura do ensaio, são verificados que o tamanho de grão são mais grossos que para deformação de 0,20, já que a curva de escoamento para todas as temperaturas para a deformação de 0,05 ainda estão na região de encruamento. Para a temperatura de 1100°C, ao se aumentar a deformação de 0,20 para 0,40, é possível observar a presença de alguns poucos grãos finos na presença de grãos maiores, indicando o início da recristalização. O tamanho de grão para a deformação de 0,40 é similar a deformação de 0,20 para as temperaturas de 1200°C e 1250°C, haja visto que nestes casos já foi atingido o estado de equilíbrio entre encruamento, recuperação e recristalização dinâmica. Mediante estas afirmações podemos dizer que há ocorrência de recristalização para as temperaturas de 1100°C, 1200°C e 1250°C. Comparando-se o tamanho de grão para as diferentes temperaturas é possível notar que quanto maior é a temperatura, maior será o grão ao se considerar a mesma quantidade de deformação.

Foi também observado que somente nas condições de consolidação completa que houve situações em que a deformação foi além da deformação de pico, conforme observado item 4.2.

Em relação ao modo de aquecimento adotado para se evitar regiões de fusão local foram satisfatórias, uma vez que não foram encontradas estas regiões em nenhum dos corpos de prova.

5 CONCLUSÕES

Foi definido um método de ensaio satisfatório, que permite avaliar a influência de diferentes variáveis de processo na consolidação do fechamento do vazio interno. Para isso foram determinados a geometria de corpo de prova e seu método de preparação, sendo que o controle do ensaio pode ser escolhido da maneira a que mais se assemelhar o processo a ser simulado.

Os efeitos das diferentes condições de processamento termomecânico a quente na consolidação do fechamento de vazios foram avaliados e mostraram que quanto maior a temperatura e a deformação, mais a consolidação do fechamento do vazio interno é eficaz.

Com estes resultados foi possível estabelecer que os parâmetros de processo de forjamento que irão assegurar a consolidação do fechamento do vazio interno são: deformação mínima de 0,20 aplicada na temperatura de realização do recalque (1250°C). Apenas na condição de baixa deformação (0,05) no forjamento de baixa temperatura (1100°C) que não houve consolidação nenhuma.

Nas curvas de escoamento foi possível observar a influência da temperatura nos níveis de tensão exigidos para deformação plástica do material, sobretudo na tensão de pico, na qual há um aumento de tensão com a redução da temperatura.

Neste trabalho foram obtidos dados sobre a consolidação do fechamento de vazios internos, o são o início de um banco de dados metalúrgicos da liga W.Nr. 1.2738 modificado para abastecer um software de simulação numérica.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Seguem algumas propostas para trabalhos futuros, como a complementação do banco de dados da liga W.Nr. 1.2738 modificado como também a expansão do trabalho para outras ligas.

-Estudar a correlação entre a recristalização e a consolidação do fechamento do vazio interno.

-Comparar a influência da presença de diferentes misturas de gases, como nitrogênio e hidrogênio, na câmara do ensaio de consolidação de fechamento do vazio interno.

-Analisar a influência do nível de segregação na consolidação do fechamento do vazio.

-Verificar a influência de aquecimentos posteriores ao forjamento na consolidação do fechamento do vazio interno.

-Realizar ensaios de consolidação com porosidades com diferentes geometrias.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. VILLARES METALS S.A. Disponível em: <http://www.villaresmetals.com.br/division_stahl/content/download/39396/452866/file/VP20ISO%202015.pdf>. Acesso em: 24 fev. 2017.
2. SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2ª. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.
3. ROBERTS, G. A.; KENNEDY, R.; KRAUSS, G. **Tool Steels**. 5ª. ed.: ASM International, 1998.
4. REBEGGIANI, S. **On Polishability of Tool Steels**. Chalmers University of Technology. Göteborg. 2013.
5. UDDEHOLM A.B. Disponível em: <<https://www.uddeholm.com/files/polishing-english.pdf>>. Acesso em: 03 nov. 2018.
6. KIM, H. et al. Prediction of Ac 3 and Martensite Start Temperatures by a Data- driven Model Selection Approach. **ISIJ International**, 57, 2017. 2229-2236.
7. ASM INTERNATIONAL. **ASM Metals HandBook - Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys**. 9ª. ed.: v. 1, 1995.
8. MAALEKIAN, M. **The Effects of Alloying Elements on Steels (I)**. Graz: Technische Universität Graz, 2007.
9. MCMAHON, C. J. The role of solute segregation in promoting the hardenability of steel. **Metallurgical Transactions A**, 11A, 1980. 531-535.
10. DILLON, C. P. **Corrosion control in the chemical process industries**. New York: McGraw-Hill, 1986.
11. BAIN, E. C. **The Alloying Elements in Steel**. Pittsburgh: ASM International, 1939.
12. PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia**. 1ª. ed. Curitiba: Hemus, 2000.
13. DIETER, G. E.; KUHN, H. A.; SEMIATIN, S. L. **Handbook of Workability and Process Design**.: ASM International, 2003.

14. MAIDORN, C.; BLIND, D. Solidification and segregation in heavy forging ingots. **Nuclear Engineering and Design**, Fevereiro 1985. 285-296.
15. REED-HILL, R. E. **Physical Metallurgy Principles**. 2ª. ed.: Litton Educational Publishing, 1973.
16. WOODTLI, J.; KIESELBACH, R. Damage due to hydrogen embrittlement and stress corrosion cracking. **Engineering Failure Analysis**, v. 7, p. 427-450, 1999.
17. WRAY, P. J. Volume change accompanying solidification. **Metallurgical Transactions**, 5, 1974. 2602-2603.
18. WANG, J. et al. Shrinkage porosity criteria and optimized design of a 100-ton 30Cr2Ni4MoV forging ingot. **Materials and Design**, v. 35, p. 446-456, Março 2012.
19. DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. 3. ed. McGraw-Hill, 1988.
20. CALLISTER JR., W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução**. 5ª. ed.: LTC, 2002.
21. PADILHA, A. F.; SICILIANO JR., F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 3ª. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.
22. KAKANI, S. L.; KAKANI, A. **Materials Science**.: New Age International Publishers, 2004.
23. JARRETA, D. D. **Estudo do Comportamento da Liga SAE HEV8 Durante a Deformação a Quente**. UFSCar. 2010.
24. JORGE JR., A. M. **Análise do comportamento mecânico de aços inoxidáveis em altas temperaturas e altas taxas de deformação**. UFSCar. 1997.
25. JONAS, J. J. et al. The Avrami kinetics of dynamic recrystallization. **Acta Materialia**, 57, 2009. 2748–2756.
26. FILHO, E. B. et al. **Conformação Plástica dos Metais**. 6ª. ed. Campinas: publicação eletrônica, 2011.
27. ASM INTERNATIONAL. **ASM Metals HandBook - Forming and Forging**. 9ª. ed.: v. 14, 1988.

28. CETLIN, P. R.; HELMAN, H. **Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais**. 2^a. ed. São Paulo: Artliber, 2013.
29. FORGING INDUSTRY ASSOCIATION. Disponível em: <<https://www.forging.org/uploaded/press-releases/files/2015%20stat%20release.pdf>>. Acesso em: 07 nov. 2018.
30. ZHANG, J. **Heavy Forging in China**. International Forgemasters Meeting. Graz: ASMET. 2017. p. 3-12.
31. SCHULER. Disponível em: <https://www.schulergroup.com/major/us/technologien/produkte/grundlagen_massivumformung_gesenkschmieden/index.html>. Acesso em: 28 out. 2018.
32. CHOI, S. K. et al. Optimization of open die forging of round shapes using FEM analysis. **Journal of Materials Processing Technology**, 172, 2006. 88-95.
33. VILLARES METALS S.A. Forjaria. **Villares Metals**. Disponível em: <<http://www.villaresmetals.com.br/villares/pt/Empresa/Producao/Forjaria>>. Acesso em: 04 nov. 2018.
34. ŚLIŃCZAK, J. et al. Analysis of microstructure evolution in the forging process of a windmill main shaft. **Steel Research International**, 77, 2006. 583-589.
35. SCIENTIFIC FORMING TECHNOLOGIES CORPORATION. **DEFORM 3D User's Manual**. Columbus. 2007.
36. KOBAYASHI, S.; OH, S.-I.; ALTAN, T. **Metal Forming and the Finite-element Method**. Oxford University Press, 1989.
37. PARK, C. Y.; YANG, D. Y. A study of void crushing in large forgings I" Bonding mechanism and estimation model for bonding efficiency. **Journal of Materials Processing Technology**, 57, 1996. 129-140.
38. SABY, M.; BOUCHARD, P.-O.; BERNACKI, M. Void closure criteria for hot metal forming: A review. **Journal of Manufacturing Processes**, Agosto 2015. 239-250.
39. LLANOS, J. M.; ET AL. **Improvement of central soundness in long products from a through process control of solidification and reheating and rolling**. Research Fund for Coal and Steel. 2008.

40. ZHANG, X. et al. Multi-scale Analysis of Void Closure for Heavy Ingot Hot Forging. **Modern Applied Science**, v. 6, p. 15-25, 2012.
41. DYJA, H. et al. Effect of symmetrical and asymmetrical forging processes on the quality of forged products. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 157-158, p. 496-501, 2004.
42. PARK, C. Y.; YANG, D. Y. Materials Processing Modelling of void crushing for large-ingot hot forging. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 67, p. 195-200, 1997.
43. MENEZES, P. L. et al. Influence of friction during forming processes—a study using a numerical simulation technique. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 40, p. 1067-1076, Fevereiro 2009.
44. ROSENSTOCK, D.; MELZNER, A.; GERHARD, H. **Analysis of pore closure in open die forging by experimental and numerical simulation**. 2nd International Conference ICRF 2014. Milão. Maio 2014.
45. GURSON, A. L. Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I—Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media. **Journal of Engineering Materials and Technology**, 99, Janeiro 1977.
46. HILL, A.; WALLACH, E. R. Modelling Solid-State Diffusion Bonding. **Acta Metallurgica**, v. 37, p. 2425-2437, Setembro 1989.
47. ASM INTERNATIONAL. **ASM Metals HandBook - Welding, Brazing, and Soldering**. 9^a. ed. v. 6, 1993.
48. DERBY, B.; WALLACH, E. R. Diffusion bonding: development of theoretical model. **Metal Science**, v. 18, p. 427-431, 1984.
49. GESSINGER, G. H. **Powder Metallurgy of Superalloys**. 1^a. ed. Cambridge: Butterworth-Heinemann, 1984.
50. KEIFE, H.; STÅHLBERG, U. Influence of pressure on the closure of voids during plastic deformation. **Journal of Mechanical Working Technology**, v. 4, p. 133-143, 1980.
51. GUO, Z. X.; RIDLEY, N. Modelling of diffusion bonding of metals. **Materials Science and Technology**, v. 3, p. 945-953, Novembro 1987.

52. ZHANG, C.; LI, M. Q.; LI, H. On the shear strength of similar diffusion bonded 1Cr11Ni2W2MoV stainless steel hollow structural components : Effect of void morphology. **Journal of Manufacturing Processes**, 29, 2017. 10-17.
53. AFSHAN, S. et al. A new experimental method for identifying the conditions necessary for diffusion bonding in free cutting steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 586, p. 25-30, Dezembro 2013. ISSN 0921-5093.
54. PILLING, J. The kinetics of isostatic diffusion bonding in superplastic materials. **Materials Science and Engineering**, v. 100, p. 137-144, 1988.
55. ZHANG, C.; HONG, L.; LI, M. Detailed Evolution Mechanism of Interfacial Void Morphology in Diffusion Bonding. **Journal of Materials Science and Technology**, 32, 2016. 259-264.
56. ZHANG, C.; LI, H.; LI, M. Q. Interaction mechanism between void and interface grain boundary in diffusion bonding. **Science and Technology of Welding and Joining**, 20, 2015. 123-129.
57. ZHANG, C.; LI, H.; LI, M. Q. Detailed analysis of surface asperity deformation mechanism in diffusion bonding of steel hollow structural components. **Applied Surface Science**, 371, 2016. 407-414.
58. FARRUGIA, D. Modelling Central Consolidation during Hot Rolling of Cast Products. **Key Engineering Materials**, 716, 2016. 728-735.
59. YAN, P.; WALLACH, E. R. Diffusion-bonding of TiAl. **Intermetallics**, 1. 83-97.
60. LEE, Y. S. et al. Internal void closure during the forging of large cast ingots using a simulation approach. **Journal of Materials Processing Technology**, 211, 2011. 1136-1145.
61. LI, S. et al. Study on void healing behavior during forging process for 25Cr2Ni4MoV steel. **Acta Metallurgica Sinica**, v. 47, p. 946-953, 2011.
62. FROTA JR., R. T. C. et al. **Finite Element Simulation of Open Die Forging Process with Different Die Geometries: Internal Void Closure in Large Ingots**. Anais do 62º Congresso Internacional da ABM, realizado de 23 a 27 de julho de 2007. Vitória. 2007.

63. CAMPOS, G. A. F. D.; FROTA JUNIOR, R. T. C.; JORGE JUNIOR, A. M. **Desenvolvimento de Ensaio para Simulação Física de Consolidação do Fechamento de Vazios Internos durante Conformação Mecânica a Quente de Aços.** 55° SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO E CONFORMAÇÃO DE METAIS – ABM Week. São Paulo. 2018.
64. PRASAD, Y. V. R. K.; SASIDHARA, S. **Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps.** ASM International, 1997.
65. EBRAHIMI, R.; NAJAFIZADEH, A. A new method for evaluation of friction in bulk metal forming. **Journal of Materials Processing Technology**, 152, Outubro 2004. 136–143.