

Figura 4.37: Micrografias: (1.1), (1.2) e (1.3) interface inferior esquerda, central e direita da amostra 273A; (2.1), (2.2) e (2.3) interface inferior esquerda, central e direita da amostra 275C; (3.1), (3.2) e (3.3) interface inferior esquerda, central e direita da amostra 273E; Microscopia óptica.

Em virtude do aumento no diâmetro da ponta do pino, e do maior raio de concordância do furo nestas geometrias, obteve-se reparos com qualidades superiores na interface, o que é comprovado pelos aspectos das imagens apresentadas na Figura 4.37.

Foi notada uma grande dificuldade de se localizar as regiões interfaciais pino/bloco, em virtude da homogeneidade microestrutural conseguida após o processamento. Essa característica persistiu ao longo de toda a interface, até as porções superiores, cujas microestruturas são mostradas na Figura 4.38 para a amostra 374A. Nesta figura, a microestrutura é composta por constituintes refinados, apresentando-se por vezes com caráter acicular.

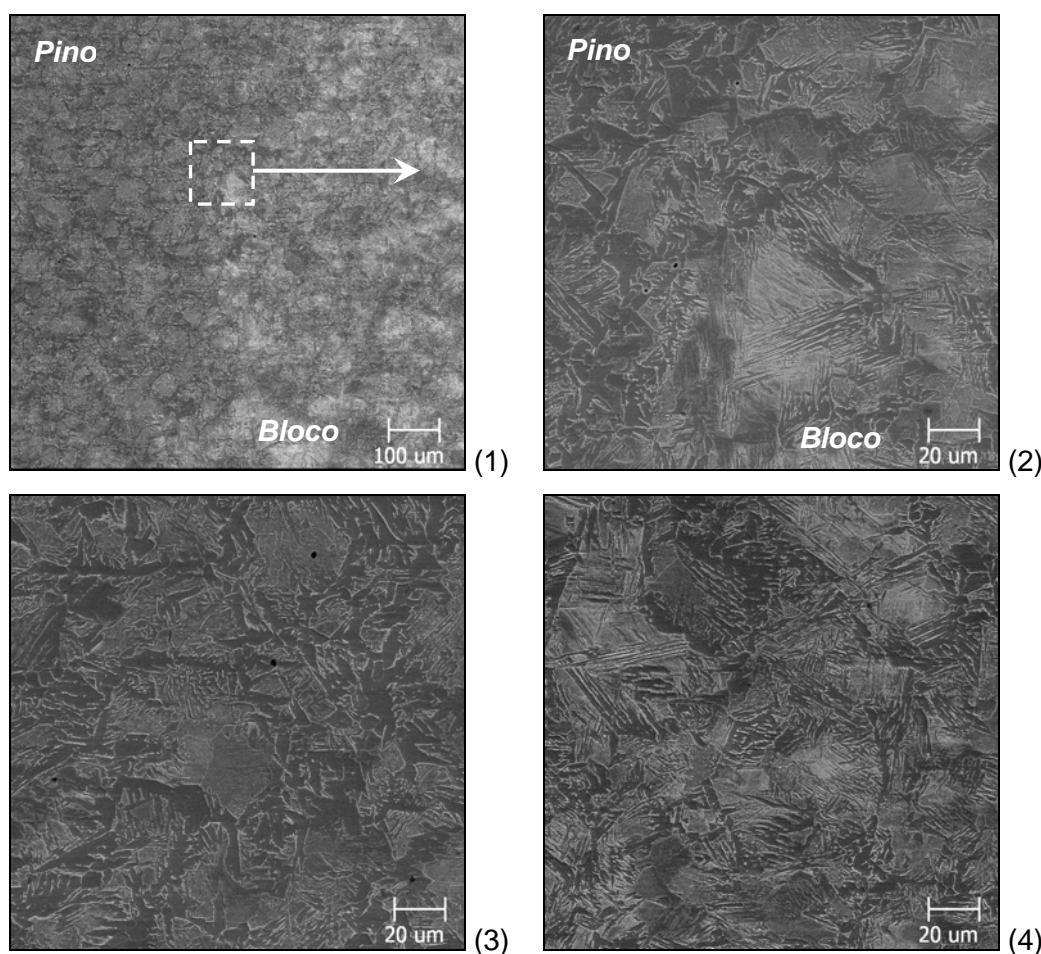


Figura 4.38: Micrografia da amostra 374A (3.500 kgf, 7.000 rpm, geometria A): (1) Interface direita superior; (2) Mesma imagem anterior com maior aumento; (3) Microestrutura interfacial superior do pino; (4) Microestrutura interfacial superior do bloco (ZTA); MEV.

Para os ensaios realizados com as geometrias B e D, uma mesma qualidade na execução do preenchimento não foi verificada, como é ilustrado na Figura 4.39. Em todas as condições em que foram feitos os ensaios com estas duas geometrias, pôde-se constatar a ocorrência de falhas de preenchimento, localizadas na interface inferior, e em especial nas porções laterais desta.

Comparando-se a geometria B com a geometria de número 2 (Figura 3.9 - B), aquela empregada nos ensaios exploratórios, percebe-se que a única diferença sensível entre elas é o aumento de 1 mm no raio de concordância no fundo do orifício do bloco, para a geometria B. Pela análise das Figuras 4.39 de (1.1) a (2.3), observa-se que somente esta alteração geométrica não possibilitou, em associação com os níveis de força e rotação empregados, na eliminação dos defeitos interfaciais.

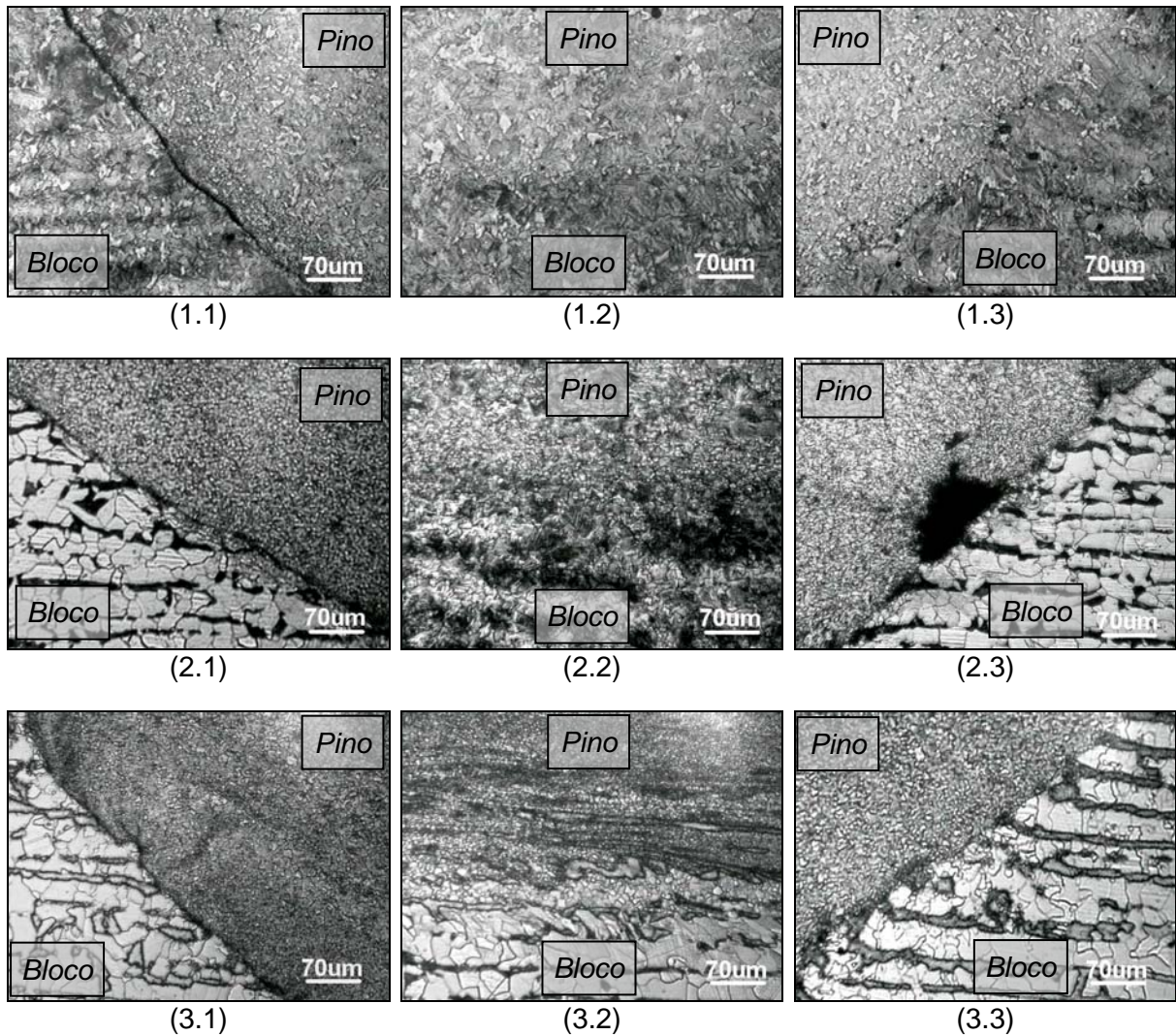


Figura 4.39: Micrografias:

- (1.1), (1.2) e (1.3) interface inferior esquerda, central e direita da amostra 273B;
 - (2.1), (2.2) e (2.3) interface inferior esquerda, central e direita da amostra 374B;
 - (3.1), (3.2) e (3.3) interface inferior esquerda, central e direita da amostra 374D;
- Microscopia óptica.

Como relatado anteriormente, a estreita seção transversal da ponta dos pinos das geometrias B e D, ofereceram baixas resistências aos esforços compressivos, bem como baixa velocidade linear periférica (Tabela 3.9). Estas características favoreceram assim, a obtenção de um menor aporte térmico, e, conseqüentemente, de um fluxo plástico com características não favoráveis à obtenção de uma união metalúrgica ao longo de toda a interface pino/bloco.

Da mesma forma, como observado nas macrografias das amostras da geometria B (Figura 4.33), percebeu-se também na Figura 4.39 de (1.1) a (2.3), que a redução na força

axial resultou num melhor aquecimento da interface inferior. Destaca-se assim, o ensaio realizado a 2.000 kgf em associação a alta rotação de 7.000 rpm, por apresentar uma união metalúrgica na porção central da interface inferior (Figura 4.39 (1.2)). Verifica-se esse efeito também, mas de modo menos acentuado, nas interfaces laterais inferiores, bem como a maior propagação da ZTA no material do bloco (Figura 4.39 (1.1) e (1.3)).

Para a geometria D, uma melhor qualidade na união da interface inferior já não foi observada. Esta geometria apresentou aspectos metalúrgicos semelhantes, com a redução na força axial e o incremento da rotação, não mostrando comportamento similar ao apresentado pela geometria B.

Um fato interessante pode ser observado para os ensaios realizados com as geometrias A, C e E. Independentemente da velocidade de rotação, os ensaios com estas geometrias apresentaram tempos de processamento que, quando da utilização de forças a 2.000 kgf, foram em sua grande maioria o dobro daqueles observados a 3.500 kgf. Tal diferença leva a sugerir que, microestruturalmente, haja uma relevante modificação desta, visto que os tempos de processamento foram bastante distintos. Mas esse comportamento não foi observado, através das análises de microscopia destes ensaios, as quais se revelaram muito semelhantes. Pôde-se apenas perceber leves modificações na morfologia da ferrita de Widmanstätten, mas nada que possa sugerir alterações bruscas em termos de propriedades mecânicas. Este fato ficará mais bem evidenciado através dos perfis de microdureza, no item a seguir.

Tornou-se assim, apenas mais evidente para as geometrias A, C e E, que as variações na força axial promoveram a obtenção de um maior ou menor volume de material termicamente aquecido. Esse fato foi mais bem observado via análise macrográfica, ressaltando-se não só as regiões interfaciais, mas também, a região superior do pino, próximo à superfície do bloco. Em geral, pôde ser notado, que os parâmetros força axial e velocidade de rotação exerceram baixo efeito sobre a qualidade final do preenchimento. Destaca-se, principalmente, a obtenção de defeitos para todos os ensaios realizados com as geometrias B e D. Este fato indica, para o intervalo de força axial e velocidade de rotação avaliados neste trabalho, que os parâmetros geométricos exerceram função primordial na obtenção de reparos livres de defeitos. A completa eliminação dos defeitos interfaciais foi aqui conseguida apenas com a utilização de geometrias adequadas.

Foi possível notar, que para as geometrias A, C, E e D, os efeitos dos parâmetros força e rotação ficaram menos evidentes, em comparação ao efeito da geometria, a qual impediu que os efeitos destes parâmetros se sobressaíssem na qualidade da união. No caso da geometria B, mesmo não se conseguido um reparo sem defeitos interfaciais, o mais baixo nível de força, e o mais alto nível de rotação, permitiram um pequeno acréscimo na

qualidade da interface, em comparação com os demais ensaios desta geometria. Contudo, a eliminação dos defeitos apresentados pelos ensaios com as geometrias B e D, não é possível de ser realizada, apenas com variações na faixa de operação dos parâmetros força axial e velocidade de rotação, do equipamento utilizado.

Analisando-se a microestrutura da região de processamento, em geral, esta se caracteriza pela formação de precipitados, em sua grande maioria, de uma ferrita de Widmanstätten, e com ocorrência também, de uma ferrita alotriomórfica, as quais estão ilustradas na Figura 4.40. Uma microestrutura semelhante foi também observada por Meyer, 2002 e Lienert e outros (2003).

A formação da estrutura de Widmanstätten é característica de aços submetidos a elevadas temperaturas de superaquecimento, em relação à temperatura de austenitização (ASM, 1972). O crescimento desta ferrita na forma acicular, e não na forma granular no contorno de grão da fase austenítica, depende da sua cinética de crescimento (VERHOEVEN, 1934).

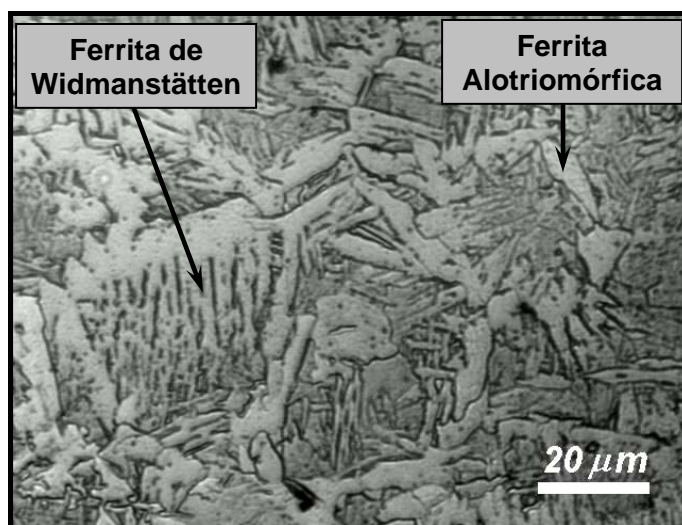


Figura 4.40: Ferrita de Widmanstätten e Alotriomórfica, a 5 mm acima da interface inferior central, na região do pino de queima da amostra 374A (3.500 kgf / 7.000 rpm / geometria A); Microscopia óptica.

Uma região na qual há uma maior diferença na morfologia da microestrutura refere-se à porção inferior do pino de processamento, junto à interface lateral. Para as geometrias A, C, e E, esta região é composta por uma camada bastante estreita e bem localizada, contendo uma fina ferrita com maior tendência granular. Esta microestrutura pode ser observada nas interfaces laterais apresentadas na Figura 4.37, bem como nas Figuras 4.41 e 4.42, onde a mesma região é visualizada com maior aumento.

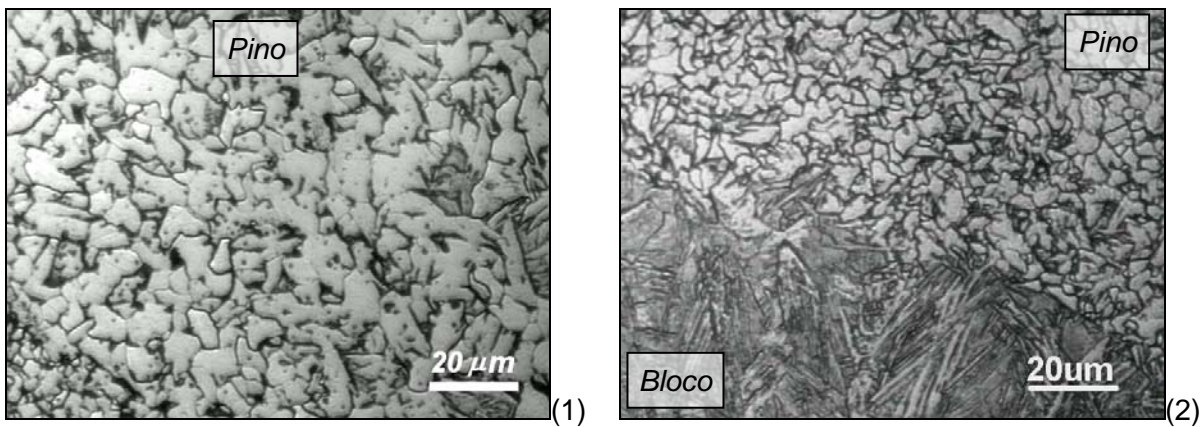


Figura 4.41: Micrografia da interface inferior lateral esquerda, para ensaios da Tabela 3.8: (1) amostra 273A (2.000 kgf / 7.000 rpm), material do pino; (2) amostra 345A (3.500 kgf / 4.000 rpm), material do pino e do bloco; Microscopia óptica.

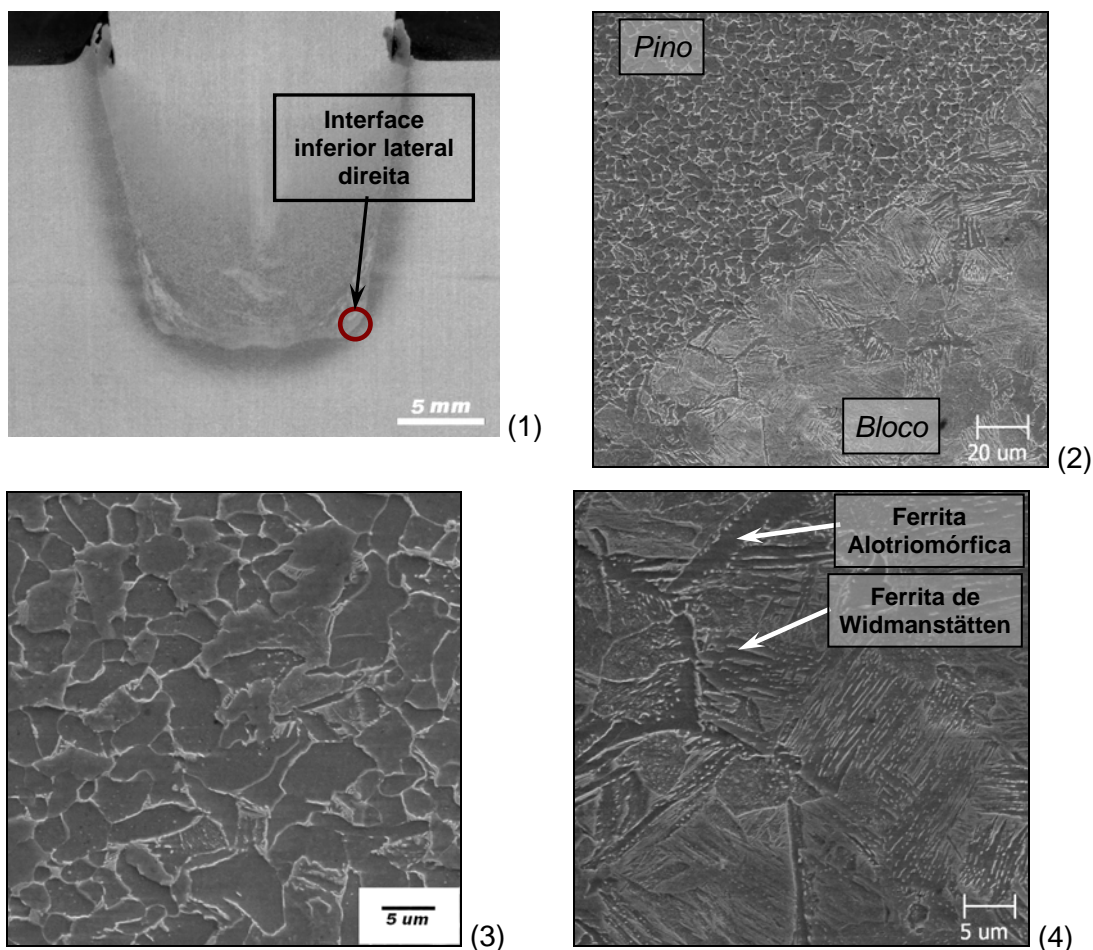


Figura 4.42: Amostra 374A (3.500 kgf, 7.000 rpm, geometria A): (1) Macrografia; (2) Micrografia da região destacada em (1); (3) Imagem anterior com maior aumento na microestrutura do pino; (4) Imagem (2) com maior aumento na ZTA. Imagens 2, 3 e 4 obtidas através de MEV.

A formação desta microestrutura pode estar relacionada com o menor aquecimento e, em consequência, às menores temperaturas alcançadas nesta região inferior (MEYER, 2002), ocasionado-se assim maiores velocidades de resfriamento.

Pela análise macrográfica (Figura 4.42 (1)), nota-se que há um estreitamento da ZTA nesta porção lateral inferior, quando comparada com a ZTA formada nas demais posições da interface pino/bloco. Isso está de acordo com a menor taxa de transferência de calor ocorrida nas extremidades inferiores do fundo do furo, devido à menor área desta região, quando comparada com as paredes laterais superiores e inferiores centrais. De modo coerente, é de se esperar que a taxa de resfriamento do material nesta posição assumira um comportamento distinto das demais regiões do furo.

Como mencionado anteriormente, o crescimento de fases sólidas tem a sua forma controlada pelas condições da cinética do seu crescimento, que dentre outras variáveis depende, além das condições de nucleação, dos parâmetros difusionais. Em suma, a diferente condição de resfriamento da interface lateral inferior acarreta alterações na cinética de desenvolvimento dos núcleos da fase sólida, de modo a conferir à microestrutura uma morfologia peculiar, em relação a demais posições da interface.

Para as geometrias B e D, onde os aportes térmicos foram menores, a interface inferior caracteriza-se pela presença de um material, que foi, muito provavelmente, processado abaixo das temperaturas da zona crítica. A Figura 4.43 ilustra as condições deste tipo de interface. Nota-se nesta figura uma microestrutura com nítidas linhas de fluxo de material encruado, bem como a uma ferrita extremamente refinada decorrente de um processo de recristalização.

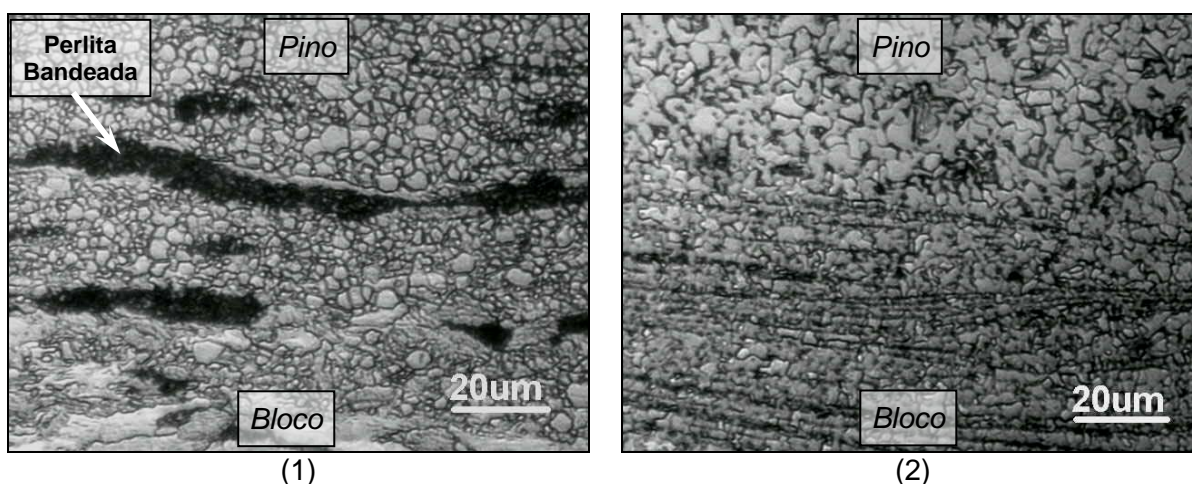


Figura 4.43: Micrografia da Interface inferior pino/bloco, ensaios referentes à Tabela 3.8: (1) amostra 241B (2.000 kgf, 4.000 rpm, geometria B); (2) amostra 273D (2.000 kgf, 7.000 rpm, geometria D); Microscopia óptica.

Uma característica metalúrgica que chamou a atenção, somente nas amostras da geometria A e C, sob condições de ensaio a 2.000 kgf e em ambas as rotações, foi a constatação de prováveis bandas de cisalhamento no material do pino. Tal fenômeno ocorreu em porções superiores do pino, a uma altura média de 8 a 10 mm em relação à interface pino/bloco inferior. Estas bandas se apresentaram dispostas conforme a dinâmica do fluxo do material viscoplástico, sendo encontradas na região central e se propagando em sentido ascendente ao pino, próximo à interface.

O fenômeno descrito acima é apresentado na Figura 4.44(1), para a amostra 273A (Tabela 3.8), realizado com a geometria do tipo A. Sua microestrutura corresponde à região localizada no centro da amostra. É possível identificar na Figura 4.44(2), que estas linhas de cisalhamento são na verdade constituídas de regiões com uma concentração de micro-vazios, a qual se assemelha a uma região fundida.

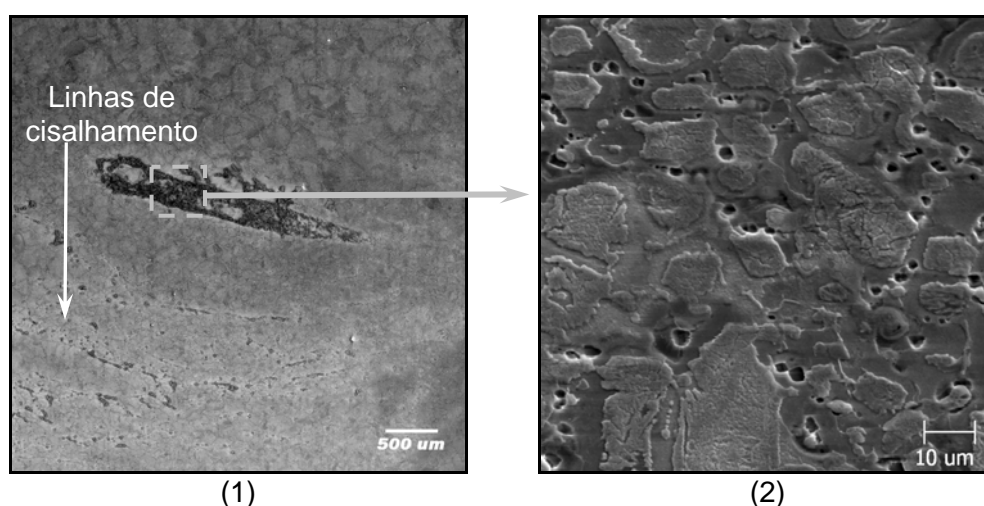


Figura 4.44: Micrografia da região central do pino para a amostra 273A (2.000 kgf, 7.000 rpm, geometria A) da Tabela 3.8, destacando: (1) a presença de linhas de cisalhamento; (2) micrografia com maior aumento da região indicada pela área em destaque, evidenciando a presença de micro-vazios; MEV.

Com a finalidade de compreender melhor o motivo da presença de tais vazios, foi realizada uma série de análises de composição química via EDX nas amostras das geometrias A e C, que apresentaram este problema. Um resultado ilustrativo da análise de EDX, para a amostra do ensaio 16, é apresentado na Figura 4.45.

O espectro de raios-X apresentado na Figura 4.45(2) mostra, claramente, que a região de interesse na Figura 4.45(1) é composta, além de ferro, por manganês e teores bastante elevados de enxofre.

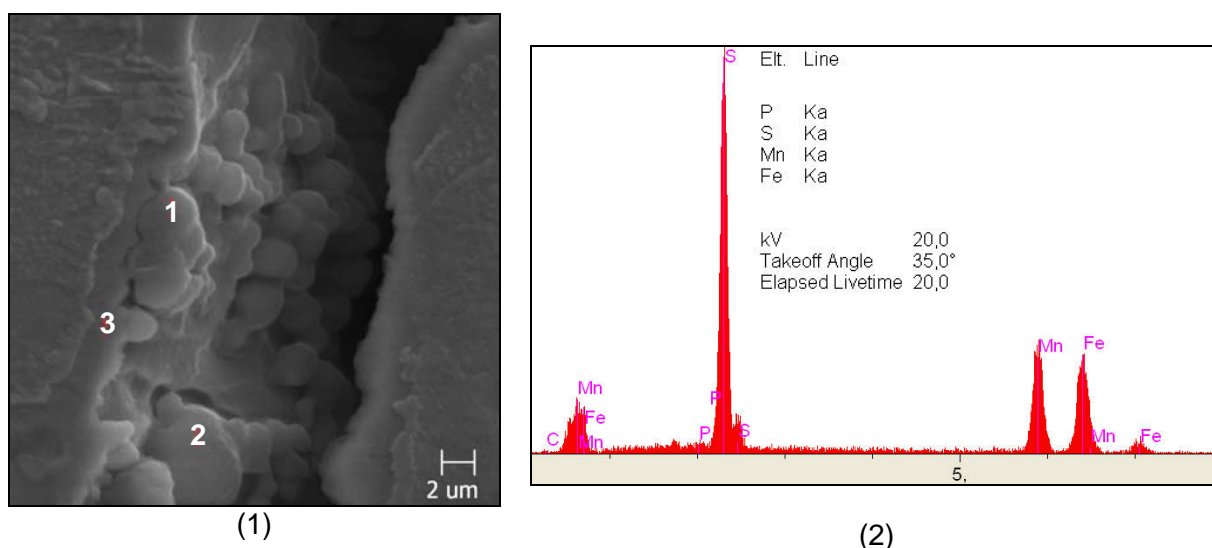


Figura 4.45: (1) Micro-vazio da amostra 273A; (2) Espectro de raios-X para o ponto 2, assinalado na figura anterior.

A composição química do material do pino (aço ABNT 1010), apresentada na Tabela 3.2, mostra que o teor de enxofre deste aço é de 0,027%. O enxofre presente nos aços pode combinar com o manganês ou com o ferro, dando origem ao sulfeto de manganês ou ao sulfeto de ferro. Nesse caso, é provável que apenas o sulfeto de manganês se forme, visto que o enxofre possui maior afinidade química pelo manganês do que pelo ferro. Outro forte indício de formação deste sulfeto, é que o teor de manganês, como apresentado na Tabela 3.2, é cerca de 25 vezes superior ao do enxofre, ou seja, tal condição garante assim a não formação do sulfeto de ferro.

O inconveniente, quando da formação do sulfeto de ferro, refere-se ao seu baixo ponto de fusão, o qual está em torno de 1000 °C. Esta característica confere assim, ao material, a chamada fragilidade a quente, quando este é deformado acima da temperatura de fusão do FeS. Já o sulfeto de manganês não apresenta tal problema, visto que seu ponto de fusão é da ordem de 1600 °C.

Deste modo, devido à composição química deste aço, torna-se difícil imaginar que os micro-vazios formados tenham sua origem explicada pela formação do sulfeto de ferro, localizado em uma região de maior segregação.

Vale ressaltar, que tais defeitos foram apenas verificados para os ensaios com as geometrias A e C, com o emprego de parâmetros do processo de baixa força axial. Como visto na Figura 4.27, estes ensaios apresentaram os maiores tempos de processamento, e pelas macrografias destes (Figuras 4.32 e 4.34), nota-se a maior modificação na microestrutura superior do pino devido a efeitos termo-induzidos.

4.2.1.3 - Ensaio de Microdureza Vickers

A apresentação e discussão dos resultados obtidos neste subtítulo serão, a seguir, realizadas conforme algumas semelhanças encontradas entre os perfis de microdureza, para as geometrias analisadas.

Inicialmente, podem ser tratados conjuntamente os resultados obtidos para as geometrias A e C, devido à proximidade entre os valores de dureza mensurados. Nessas geometrias, constata-se que, independentemente dos parâmetros empregados, houve uma forte sobreposição dos valores de microdureza ao longo de todos os perfis, verticais e horizontais. Tal característica fica bem explícita através do exame das Figuras 4.46 e 4.47, as quais apresentam, respectivamente, os perfis de microdureza verticais obtidos para as geometrias do tipo A e C.

Estas figuras ilustram o fato de que, para ambas as geometrias, os valores de dureza encontrados na região do material adicionado ficaram concentrados na faixa de 200 a 250 HV_{0,05}, com uma baixa dispersão dos valores entorno desta.

Algumas indentações, na Figura 4.46, para a amostra 374A (3.500 kgf, 7.000 rpm), chamam a atenção devido a seus valores mais elevados. Uma em especial, a 0,6 mm abaixo da interface inferior, dentro da ZTA no material de base, atingindo uma dureza de 430 HV_{0,05}, é lustrada na Figura 4.48. Pode ser notado, que o alto valor de dureza se justifica frente à formação de um microconstituente acicular formado em meio às demais fases presentes. Através de investigações microscópicas, sugere-se, como já observado anteriormente para os ensaios preliminares, que a formação de uma estrutura martensítica ou bainítica seja a provável responsável por estes aumentos localizados de dureza.

Metalurgicamente existem alguns aspectos relacionados às transformações de fase que dificultam a formação, tanto da martensita, quanto da bainita, ao fim do ciclo termomecânico imposto neste trabalho.

Os limitantes relacionados à formação da martensita referem-se ao baixo teor de carbono e de elementos de liga dos aços empregados (Tabela 3.2), tanto do pino quanto do bloco, e às moderadas velocidades do resfriamento contínuo ao ar. A bainita, por sua vez, tem sua formação reduzida em função da sobreposição entre as regiões de transformação perlítica e bainítica no diagrama CCT para aços-carbono. Além do mais, a velocidade de formação da bainita decresce rapidamente com a diminuição da temperatura (REED-HILL, 1982). Todavia, esses fatores limitantes não impedem que uma quantidade muito pequena de bainita e/ou martensita fosse formada.

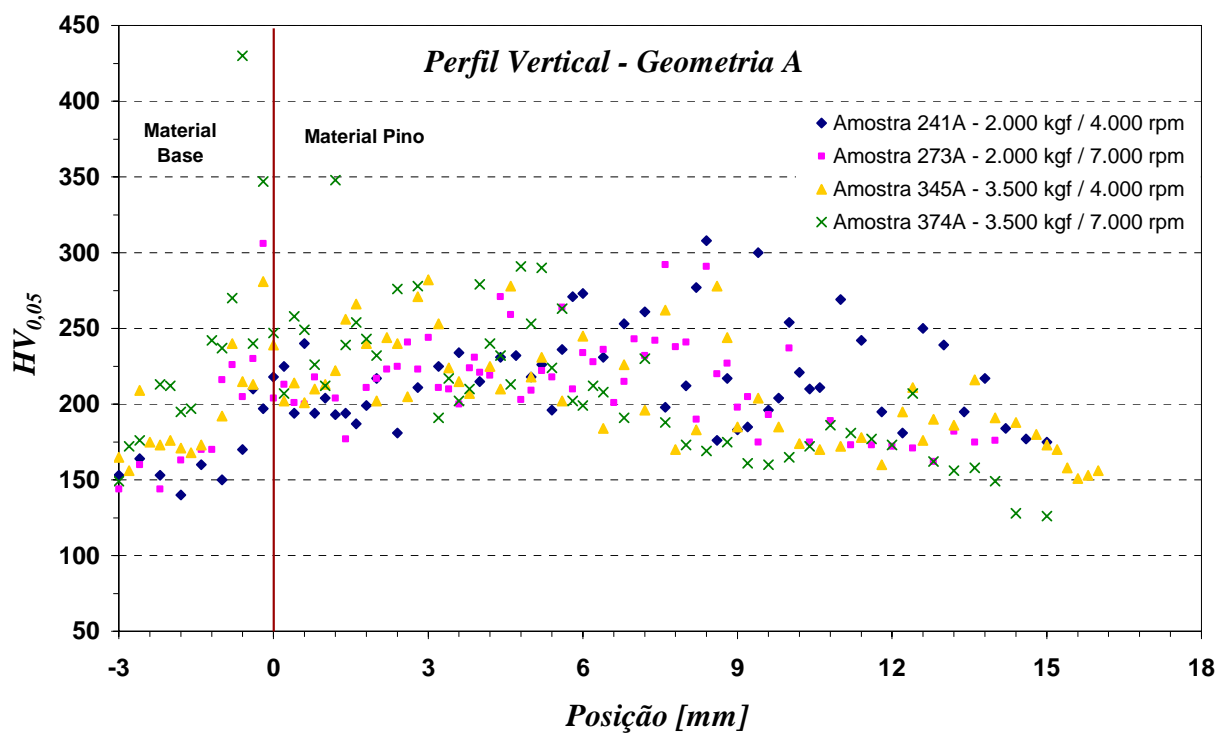


Figura 4.46: Perfis verticais de microdureza para os ensaios realizados com a geometria A.

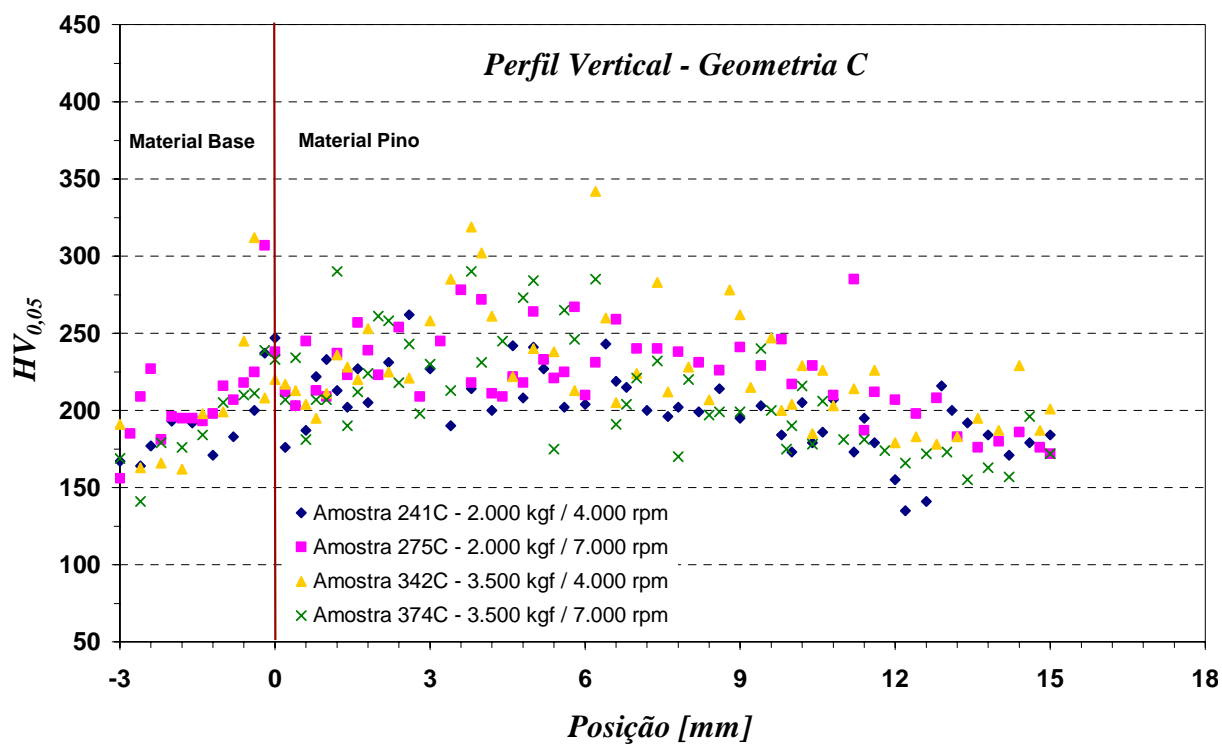


Figura 4.47: Perfis verticais de microdureza, para os ensaios realizados com a geometria C.

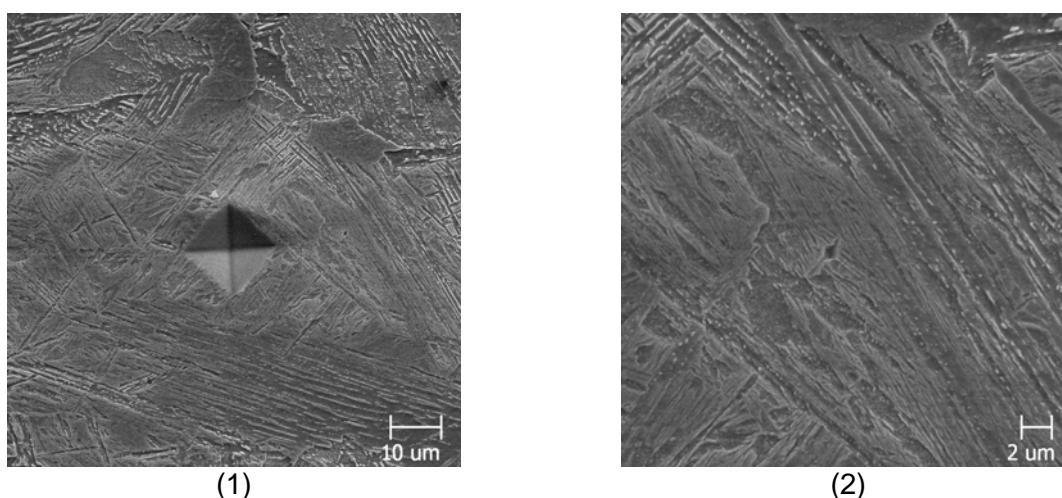


Figura 4.48: MEV na ZTA inferior da amostra 374A: (1) indentação a 0,6 mm abaixo da interface inferior; (2) imagem com maior aumento realizada à direita da indentação da imagem (1).

Ressalta-se que, como observado nos perfis de microdureza, as regiões, como aquela apresentada na Figura 4.48, é de maior ocorrência na ZTA, onde o material do bloco sofre um menor aquecimento, quando comparado com o material do pino e se encontra numa região de resfriamento mais acelerado.

Em suas análises metalúrgicas, Meyer (2002) reportou a presença de martensita em suas amostras, confeccionadas em aço API 5L X65 (0,08% C, 0,34% Si, 1,45% Mn, 0,17% Ni, 0,19% Cu), submetidas a ensaios de processamento de pinos por atrito a temperaturas ambientes.

A real caracterização deste tipo de microconstituente só poderá ser seguramente realizada mediante a utilização de métodos mais adequados para este fim. A execução de análises via microscopia eletrônica de transmissão é sugerido como prática para os trabalhos futuros, visando elucidar esta microestrutura.

Do mesmo modo como observado para os ensaios de dureza, referentes aos ensaios preliminares, foi constatado também na etapa de otimização uma tendência da força axial alterar os perfis de dureza (ver Figura 4.49, referente às amostras 275C e 374C). Nota-se, que a menor força axial tende a estender ao longo do comprimento do pino de queima a faixa de valores mais elevados de dureza do perfil vertical. Tal comportamento esta relacionado com a maior extensão dos efeitos térmicos no material do pino, em decorrência dos maiores tempos de processamento e valores de energias de reparo envolvidos nos preenchimentos realizados com baixa força axial (ver Figuras 4.27 e 4.30). Assim, uma ZTA mais larga ao longo da direção axial do pino é formada, sendo a extensão deste efeito térmico refletida no perfil de microdureza.

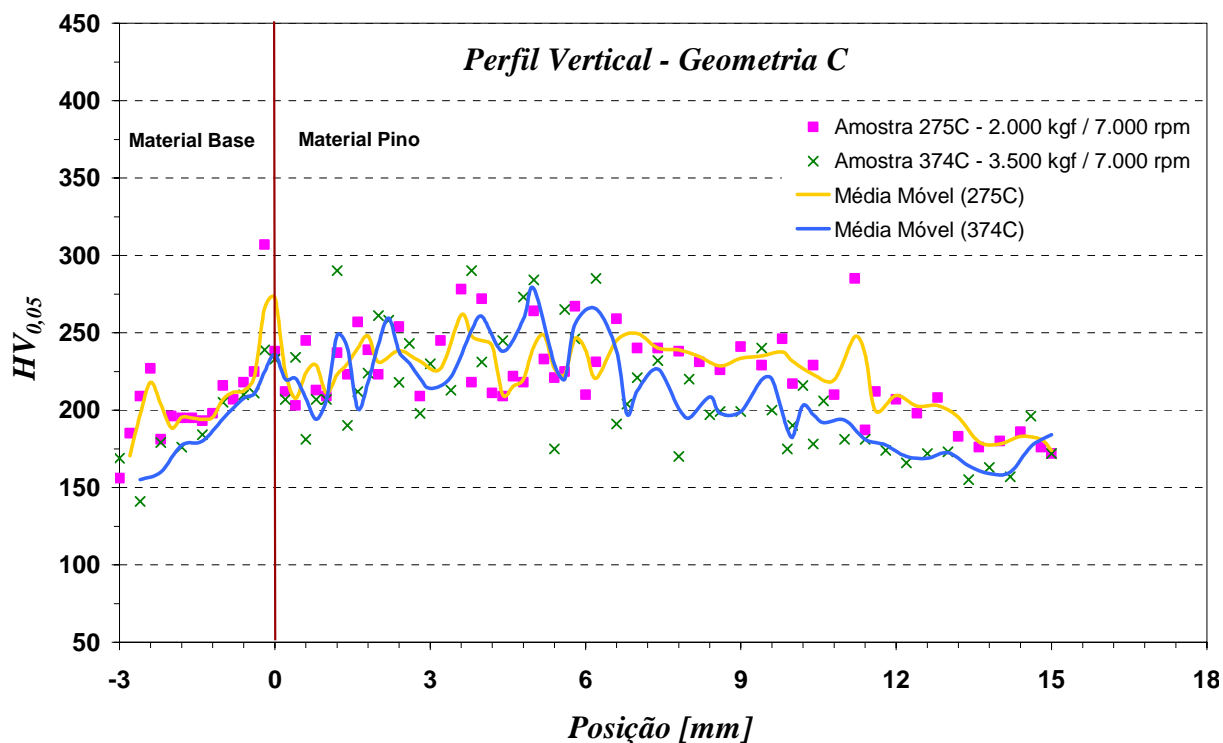


Figura 4.49: Perfil vertical de microdureza, para as amostras 275C e 374C.

Este comportamento é também percebido no perfil horizontal a 10 mm da interface inferior. A Figura 4.50 ilustra para os mesmos ensaios a 2.000 kgf e 3.500 kgf, ambos a 7.000 rpm, este efeito. A menor extensão da ZTA na porção central do pino da amostra 374C (pino processado com 3.500 kgf) provocou também a obtenção de valores de dureza um pouco inferiores. Estes tendem a se elevar novamente, quando o perfil horizontal intercepta o material processado do pino na interface lateral.

Com relação à influência da velocidade de rotação, esta mostrou ter menor influência sobre os valores de microdureza que a força axial. Contudo, pôde-se também ser verificada a mesma tendência observada para a força axial. A Figura 4.51 (amostras 241A e 273A) ilustra tal fato. Ressalta-se ainda, que o ensaio a 4.000 rpm foi realizado com superior dispêndio de tempo em relação ao ensaio a 7.000 rpm.

A menor sensibilidade dos valores de dureza com a velocidade de rotação era de se esperar, já que as diferenças nos tempos de processamento, em função da rotação, são bem menos expressivas que aquelas encontradas para a força axial (Figura 4.27). Deste modo, a ZTA é alterada também de uma maneira moderada, sendo este fato comprovado pelo comportamento dos perfis de dureza.

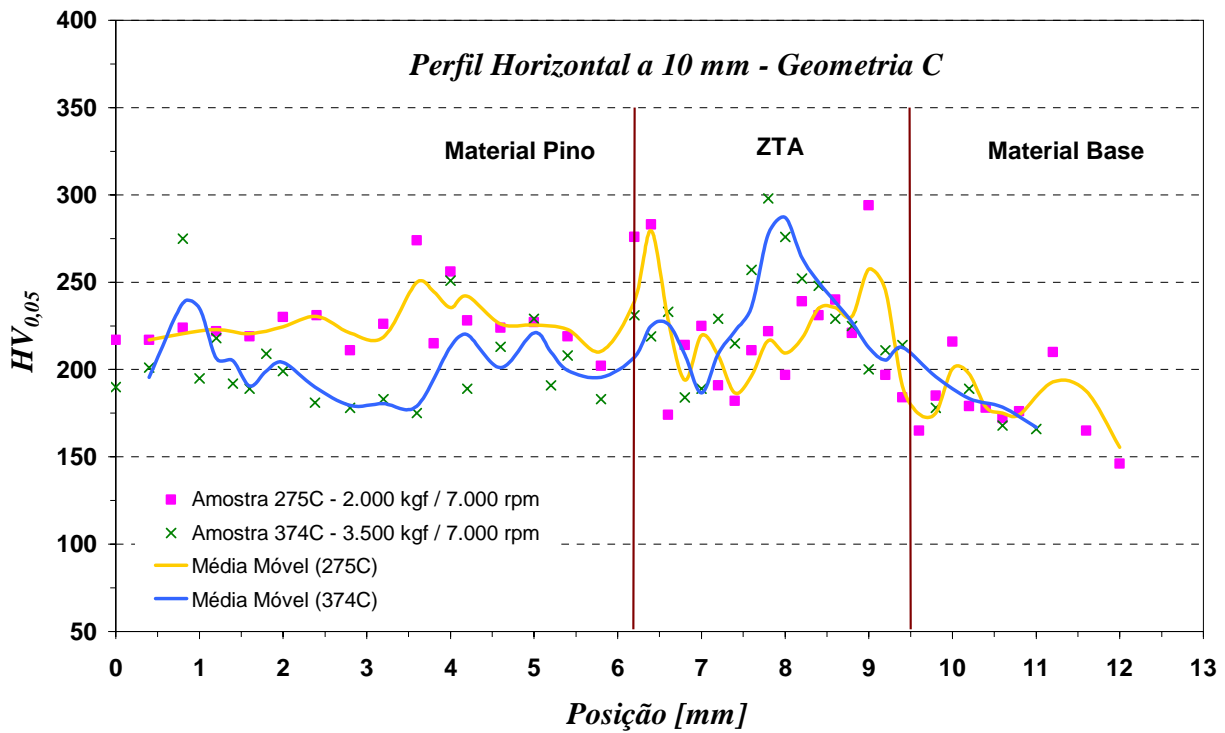


Figura 4.50: Perfil horizontal de microdureza realizado a 10 mm da interface inferior, para as amostras 275C e 374C.

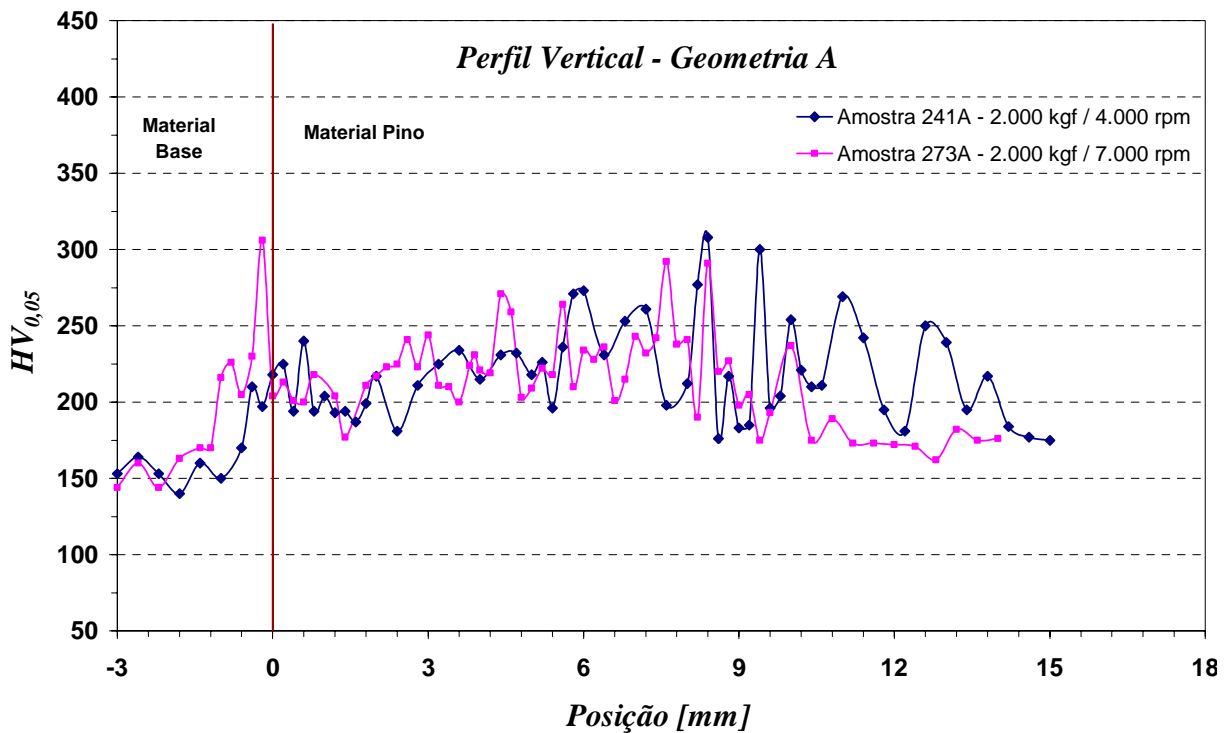


Figura 4.51: Perfil vertical de microdureza, para as amostras 241A e 273A.

Para os perfis construídos a 5 mm da interface inferior não foram encontradas alterações relevantes nos valores de microdureza, mediante a variação nos parâmetros do processo. Este comportamento foi verificado, tanto para a geometria do tipo A, quanto para do tipo C. Os resultados obtidos para o perfil a 5 mm da interface inferior, para os ensaios realizados com a geometria A, são apresentados na Figura 4.52.

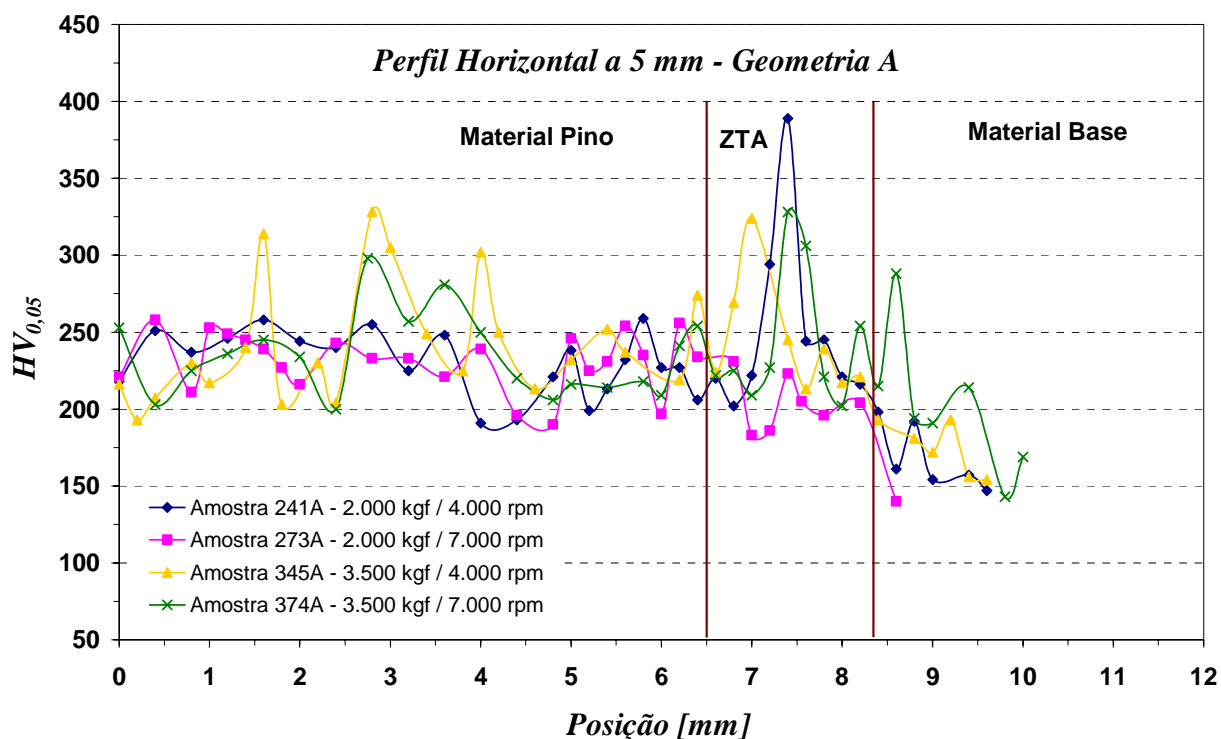


Figura 4.52: Perfil horizontal de dureza a 5 mm da interface inferior, para os ensaios referentes à geometria A.

Os resultados de microdureza para as geometrias do tipo B e D, por sua vez, apresentam valores de dureza semelhantes. Na região do material adicionado, a maioria das durezas está na faixa de 250 e 350 $HV_{0,05}$. Contudo, durezas da ordem de 350 e 450 $HV_{0,05}$ foram observadas. Os resultados dos perfis verticais para estas duas geometrias podem ser vistos, respectivamente, nas Figuras 4.53 e 4.54. Em comparação com os resultados de dureza das geometrias A e C, nota-se que as durezas relativas às geometrias B e D apresentaram um valor médio superior. Como mencionado no tópico anterior, as geometrias B e D conduziram a aportes térmicos inferiores aos das demais geometrias (Figura 4.30). O processamento do material do pino em condições mais baixas de temperatura pode justificar estes maiores valores de dureza. Além disso, destaca-se, que as geometrias B e D possuem um menor volume do orifício do bloco a ser preenchido, assim, maiores velocidades de resfriamento podem ser conseguidas.

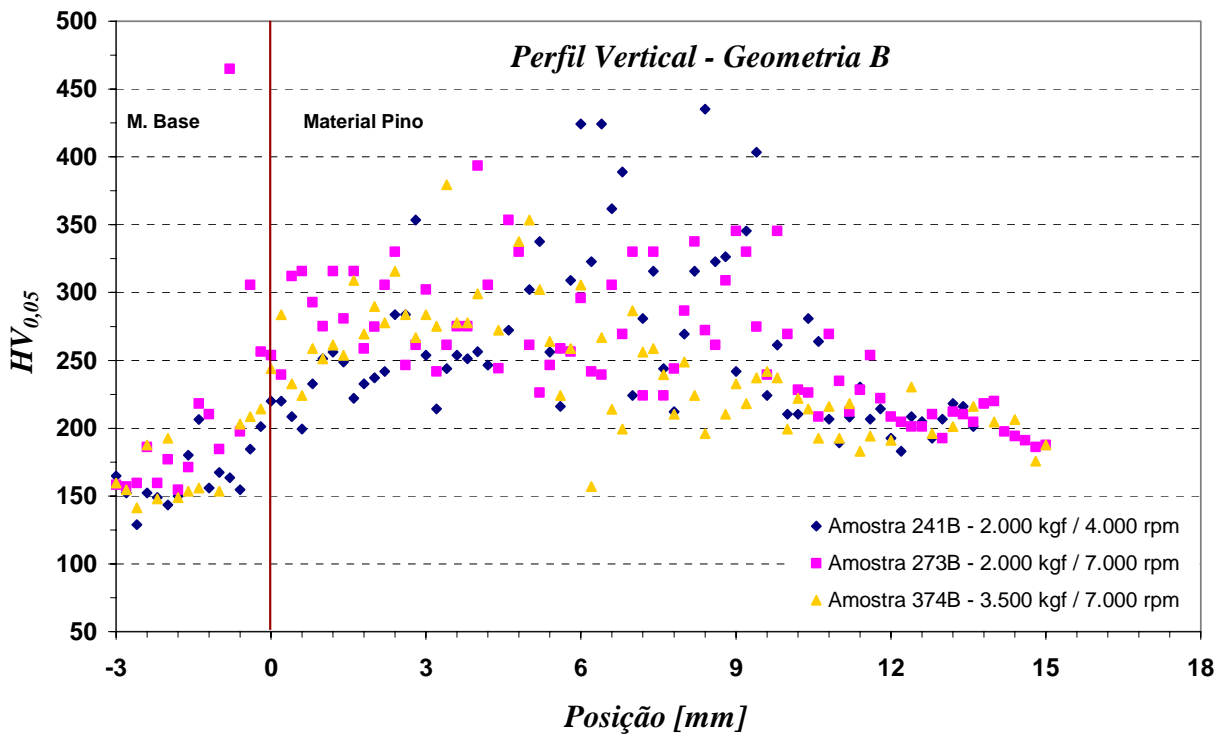


Figura 4.53: Perfil vertical de microdureza, para os ensaios realizados com a geometria B.

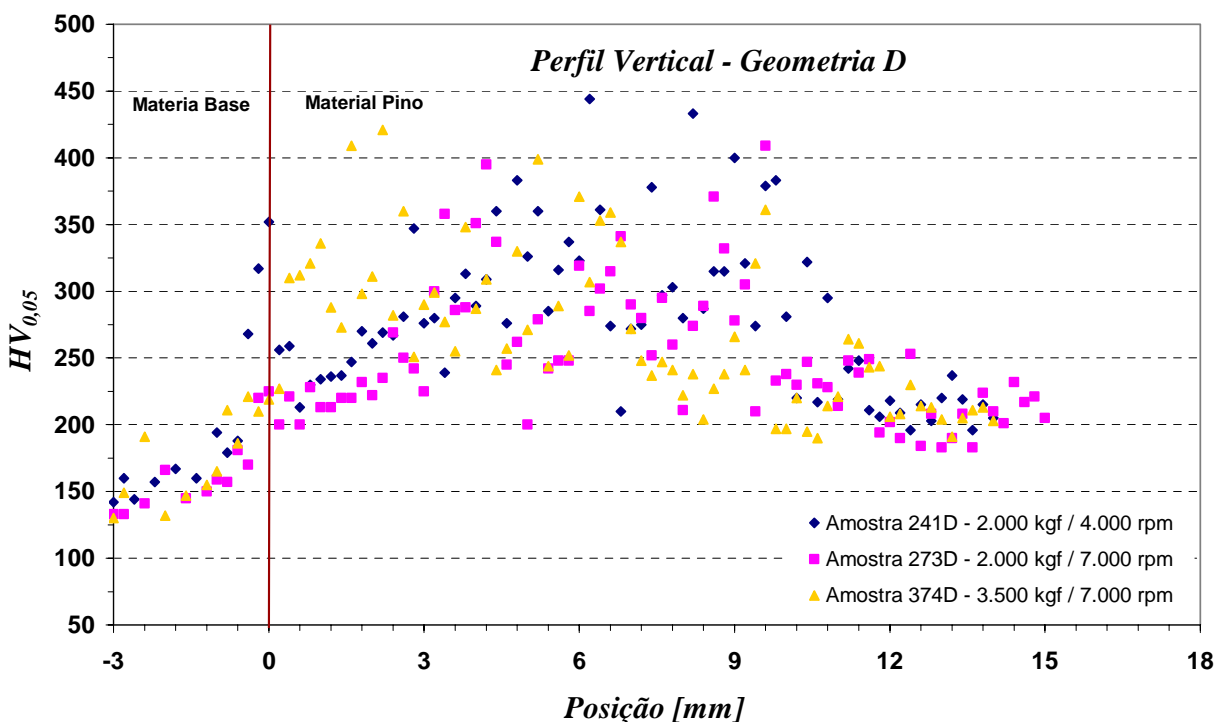


Figura 4.54: Perfil vertical de microdureza, para os ensaios realizados com a geometria D.

A Figura 4.55 ilustra regiões com elevada dureza para as amostras da geometria do tipo B. A Figura 4.55 (1) apresenta a indentação realizada a 0,8 mm da interface inferior, em uma região mais externa à ZTA, cuja dureza de 465 $HV_{0,05}$ refere-se a indentação realizada

sobre uma banda de segregação perlítica. Devido à menor temperatura de austenitização dessa região, um aquecimento ligeiramente superior à temperatura eutetóide é suficiente para gerar no resfriamento martensita e/ou bainita, justificando assim a elevada dureza.

As Figuras 4.55 (2) e (3) apresentam, por sua vez, as microestruturas a 8,4 mm acima da interface inferior central do ensaio 241B. Nestas figuras, mais uma vez, podem-se justificar os elevados valores de dureza devido à formação de uma microestrutura acicular (provavelmente martensita e/ou bainita, além de ferrita de Widmanstätten).

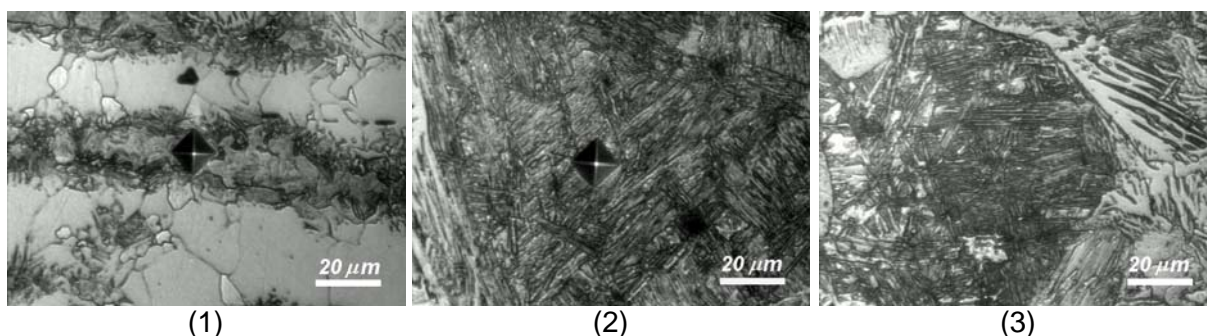


Figura 4.55: Microscopia óptica: (1) amostra 273B, indentação a 0,8 mm abaixo da interface inferior; (2) e (3) amostra 241B, região a 8,4 mm acima da interface inferior.

Já nas Figuras 4.56 (1) e (2) são apresentadas indentações nas posições a 6,2 mm e 2,2 mm acima da interface inferior, para as amostras 241D (2.000 kgf / 4.000 rpm) e 374D (3.500 kgf / 7.000 rpm), respectivamente. Nota-se desta figura, que uma possível transformação total ocorreu na posição mostrada da amostra 241D, e que uma transformação na região intercrítica é mais coerente para a região mostrada da amostra 374D.

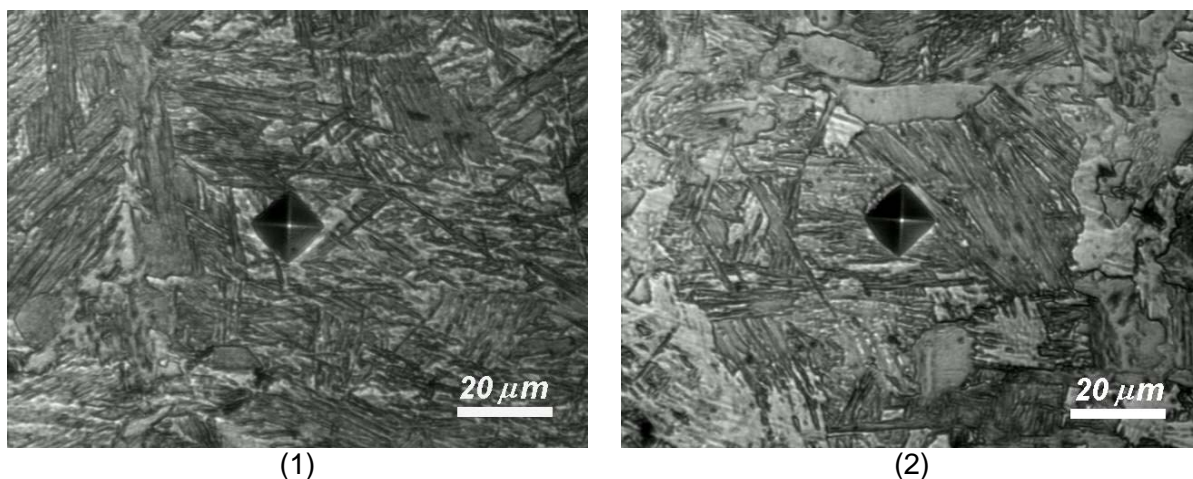


Figura 4.56: Microscopia óptica: (1) amostra 241D, indentação a 6,2 mm acima da interface inferior; (2) amostra 374D, indentação a 2,2 mm acima da interface inferior.

A mesma tendência no comportamento final do perfil vertical foi também observada para estas geometrias, sendo, novamente, mais pronunciada para variações na força axial (ver Figura 4.57), do que para a velocidade de rotação.

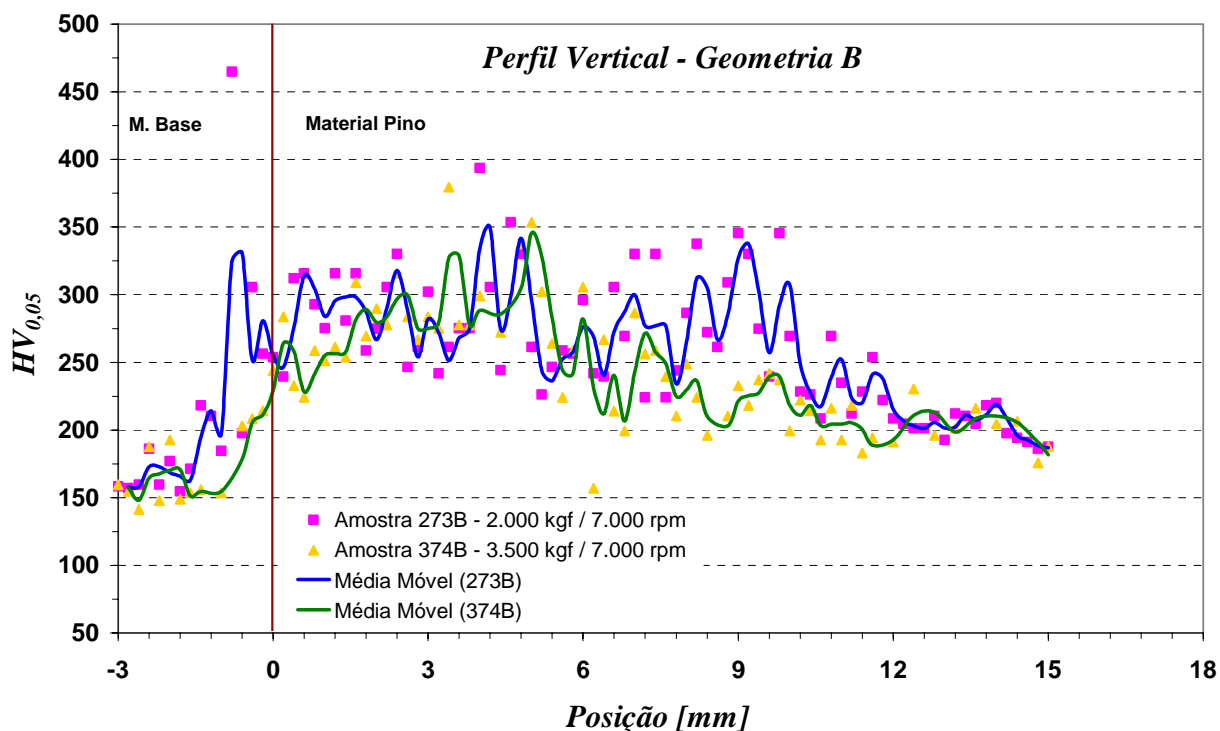


Figura 4.57: Perfil de microdureza vertical, para as amostras 273B e 374B.

Para finalização da discussão em relação aos ensaios de microdureza, são apresentados os resultados obtidos para os perfis verticais da geometria E (Figura 4.58). A média dos valores de dureza desta é um pouco inferior, em relação às geometrias do tipo B e D, mas são superiores às do tipo A e C.

Valores mais elevados de dureza para as posições próximas à interface inferior (abscissa igual a zero no perfil vertical) foram observados com o processo a 3.500 kgf / 7.000 rpm. Tal comportamento é apresentado na Figura 4.59, em comparação com o ensaio a 2.000 kgf, também realizado a 7.000 rpm. Apesar de estes valores mais altos chamarem a atenção, os mesmos não apresentam analogia com os ensaios realizados com estes mesmos parâmetros para as demais geometrias. Assim, o comportamento mostrado para o ensaio com a amostra 374E não pode ser considerado como uma tendência, para tanto, ensaios nas mesmas condições devem ser realizados, a fim de se verificar melhor este comportamento.

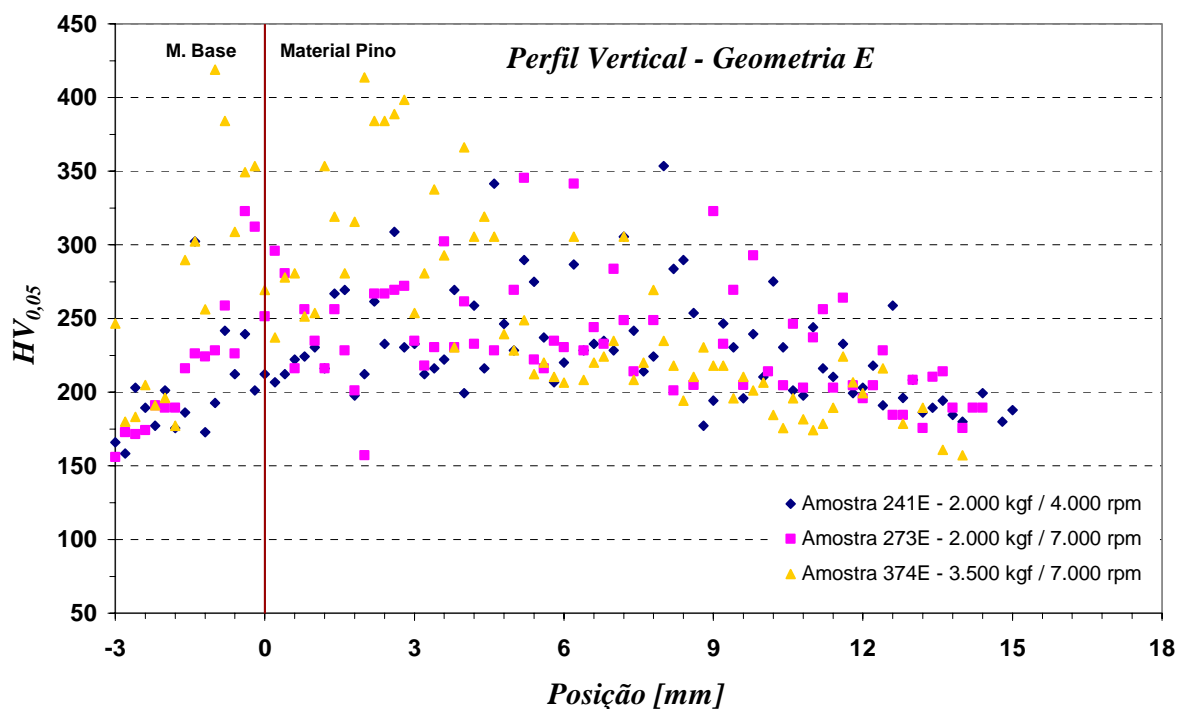


Figura 4.58: Perfil vertical de microdureza, para os ensaios realizados com a geometria E.

As microestruturas que conduziram aos valores mais elevados de dureza da amostra 374E são ilustradas na Figura 4.60 (1) e (2), de modo que, a primeira representa a indentação a 1 mm abaixo da interface inferior, e a segunda, a região do pino a 2 mm acima desta interface.

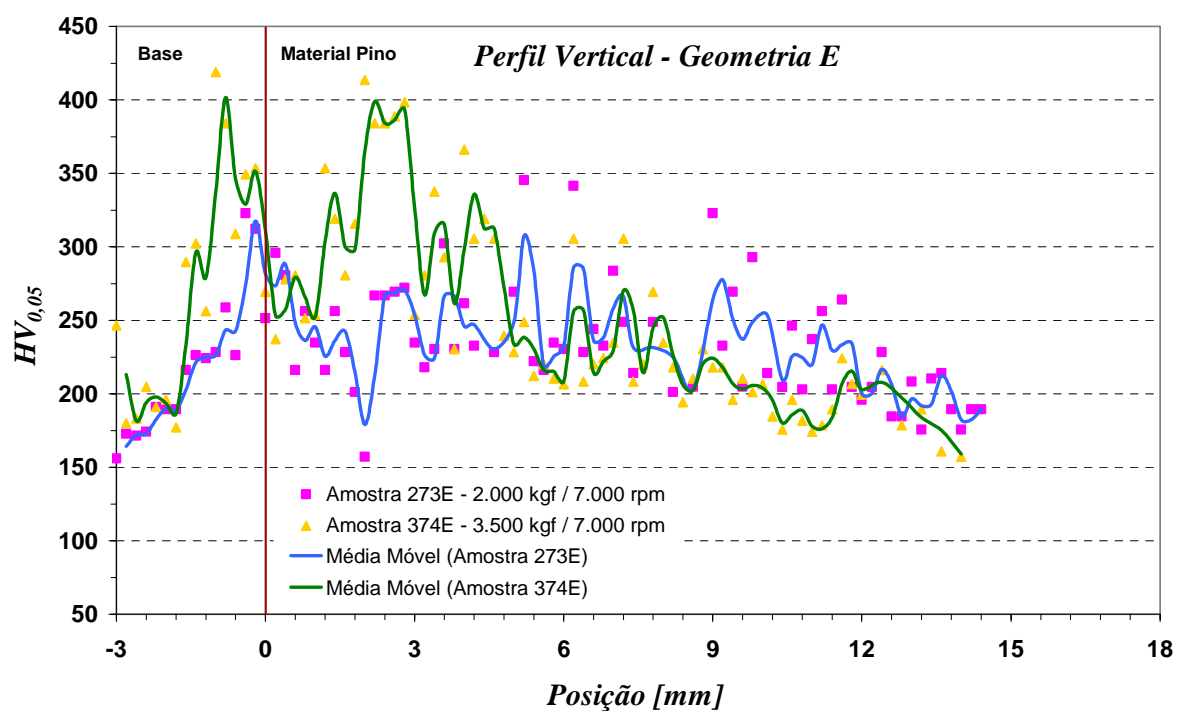


Figura 4.59: Perfil vertical de microdureza, para as amostras 273E e 374E.

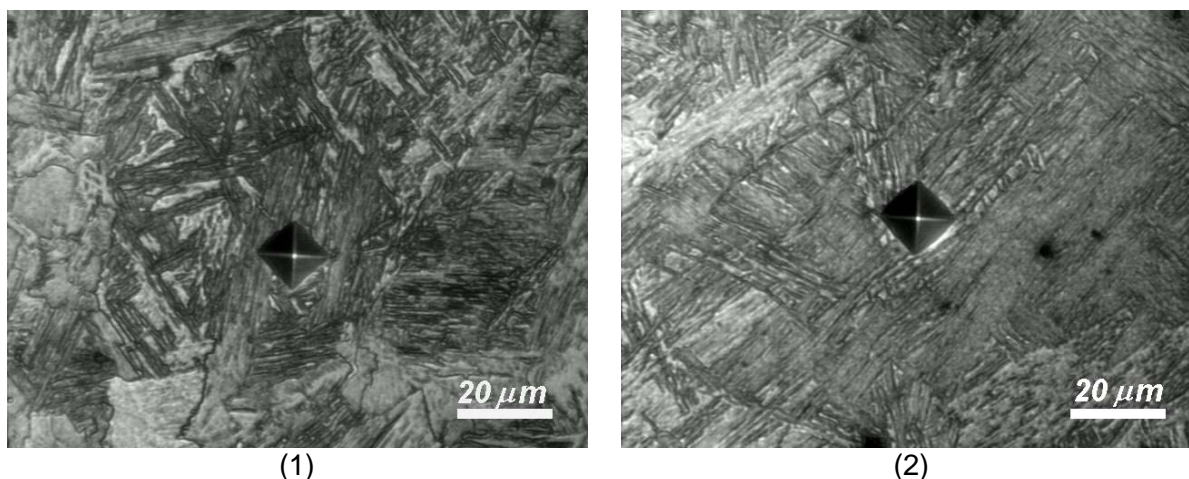


Figura 4.60: Microscopia óptica de indentações na amostra 374E: (1) região da ZTA, a 1 mm abaixo da interface inferior; (2) região do pino, a 2 mm acima da interface superior.

4.2.1.4 - Determinação dos Parâmetros Ótimos

Com base nas análises realizadas nos tópicos anteriores, é possível serem feitas algumas considerações acerca dos parâmetros ótimos.

Observou-se, em baixas velocidades (4.000 rpm) combinadas com forças mais elevadas (3.500 kgf), o travamento do motor hidráulico devido ao pronunciado aumento do torque resistivo. Tal efeito foi mais evidente para as geometrias do tipo B, D e E. Para essas amostras, nas condições consideradas críticas, foram executados dois ensaios, tendo sido constatado o travamento do motor em ambas. Para a geometria do tipo A também foram executados dois ensaios nesta condição, tendo o primeiro levado ao insucesso. No segundo, conseguiu-se um completo preenchimento do furo. Para a geometria C, apenas um ensaio foi realizado, a 3.500 kgf e 4.000 rpm, sem travamento de motor hidráulico.

Considerando-se agora os ensaios nos quais não houve travamento do motor, mas onde foram observadas falhas de preenchimento, podem ser destacadas as geometrias do tipo B e D. Estas, como observado nas análises metalográficas, apresentaram micro-defeitos ao longo da interface inferior, em decorrência da baixa taxa de aquecimento nesta região. Para a geometria B, a força 2.000 kgf e a rotação de 7.000 rpm foram efetivas no aumento do aquecimento. Este efeito reduziu, aparentemente, a densidade de falhas e tornou mais proeminente a ZTA na porção inferior. Todavia, esses parâmetros foram incapazes de eliminar por completo a presença de defeitos. A geometria do tipo D, por sua vez, devido ao perfil mais estreito do pino, foi incapaz, mesmo nas condições mais favoráveis, de gerar um maior aquecimento na interface inferior e minimizar as falhas de união nesta zona. Deste modo, as geometrias do tipo B e D, são auto-excludentes, não

sendo adequadas, pelo menos dentro dos níveis dos parâmetros avaliados, para a execução de preenchimentos.

Já as geometrias do tipo A, C e E apresentaram excelentes uniões metalúrgicas ao longo de toda a interface pino/bloco para a matriz de ensaios explorada. Estas geometrias apresentaram um bom aquecimento na porção inicial do pino (ponta do pino), permitindo-se, assim, um fluxo plástico favorável. Estes bons resultados, frente a todos os parâmetros (à exceção das condições de travamento) é um reflexo do maior aporte térmico conseguido com estas geometrias. Este fato foi obtido mediante um maior diâmetro inferior da ponta dos pinos, e da utilização de raios de adoçamento maiores no fundo do orifício dos furos.

Imaginando então, o futuro emprego destas geometrias (A, C e E) nos processos de reparo de trincas por atrito, um gráfico de áreas em função dos parâmetros de processamento foi construído (Figura 4.61). Neste gráfico são indicados os diferentes parâmetros que conduziram a um processo sem defeitos.

A Figura 4.61 mostra ainda uma área não recomendada, correspondente às mais altas forças, quando combinadas com baixas rotações. Essa área corresponde aos ensaios que levaram ao travamento do motor.

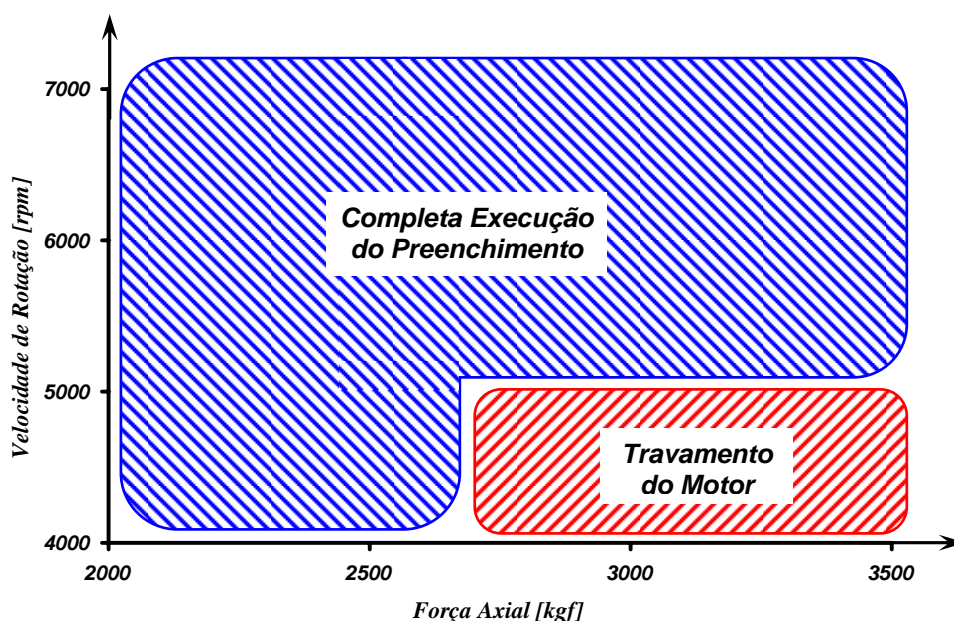


Figura 4.61: Janela de parâmetros do processo, para as geometrias do tipo A, C e E, indicando as prováveis condições obtidas após o processamento com apenas um ciclo.

A maior área da Figura 4.61 corresponde à combinação de parâmetros, que, quando empregados, conduzirão a completos processamentos, com a ausência de falta de preenchimento na interface inferior. Na escolha dos parâmetros empregados dentro desta,

devem ser levados em consideração: os tempos totais de processamento e o aporte de energia de soldagem.

Ressalta-se aqui, que as maiores forças axiais conduzirão a menores tempos de processamento, e estreitamento da ZTA. A rotação, por sua vez, tem uma forte influência na energia total de soldagem, que tende a ser incrementada com o aumento da rotação, e que tende a gerar uma maior ZTA. Vale ressaltar também, que, em relação à rotação, o seu maior valor tende a aumentar a eficiência do processo, principalmente nas mais altas forças, reduzindo o nível de torque resistivo alcançado, principalmente nos instantes iniciais do processo. Estas características devem ser levadas em consideração quando da escolha dos parâmetros força axial e velocidade de rotação, visto que, a influência dos mesmos na microestrutura, e, por conseguinte, nos valores de dureza, não são de grande relevância.

Dentre as três possíveis geometrias, destaca-se o emprego da geometria do tipo A, em virtude desta ter apresentado tempos de processamento medianos, entre os encontrados para as do tipo C e E. Relembrando o que foi apresentado na Figura 4.31, houve uma maior propagação da ZTA para a geometria do tipo C, quando do emprego da mais baixa força e mais elevada rotação, em decorrência do elevado tempo de processamento. Ressalta-se que, a escolha de um ou outro tipo de geometria dependerá das características finais desejadas no reparo, estando as três geometrias disponíveis, dentro da faixa de operação da Figura 4.61.

4.2.2 - Segunda Fase: Ensaios com Dois Ciclos de Processamento

Os resultados aqui apresentados fazem referência à matriz de ensaios apresentada na Tabela 3.10, exposta no capítulo 3. Nestes ensaios, apenas a geometria do tipo A foi utilizada. Esta **Segunda Fase** de ensaios possui como finalidade, a avaliação da qualidade dos preenchimentos realizados com dois ciclos de processamento e, conseqüentemente, na otimização dos parâmetros do processo que conduzam aos melhores resultados.

4.2.2.1 - Gráficos do Processo de Preenchimento

Dois tipos de ensaios foram aqui realizados, a saber: a) ensaios com variação de apenas um parâmetro, b) ensaios com variação de dois parâmetros, simultaneamente.

As variações na força foram executadas de modo a iniciar o processo com valores mais baixos de força, para então, serem incrementadas. Assim, têm-se menores taxas de queima no início do processo, e um melhor aquecimento. Posteriormente, depois de o fluxo plástico atingir uma condição mais propícia ao escoamento, foi então elevada a força axial, reduzindo-se os tempos de processamento.

Primeiramente, são analisados os testes em que foi mantida constante a rotação e variada a força de 2.000 kgf para 3.500 kgf (ensaios 1, 3 e 7 da Tabela 3.10). A mudança no ciclo ocorreu após o comprimento de queima ter atingido o valor de 3 mm (o comprimento total foi de 7,5 mm).

Nota-se nos gráficos da rotação um declínio mais acentuado deste parâmetro quando da mudança do ciclo para o nível mais elevado de força. Tal comportamento é acompanhado de um pico na curva do torque resistivo (Figura 4.62).

Na média, as reduções de velocidade foram em torno de 1.000 rpm, para os ensaios 1, 3 e 7, realizados com 7.000 rpm, 5.000 rpm e 6.000 rpm, respectivamente. Este comportamento é ilustrado na Figura 4.62 para o ensaio 3. Neste ensaio, a variação da força com a utilização de uma rotação fixa de 5.000 rpm tornou-se uma situação limite, devido à queda da rotação para valores próximos a 4.000 rpm. Esta situação pode conduzir a travamentos do motor hidráulico, como mencionado anteriormente. Assim, variações de ciclo neste nível de rotação devem ser evitadas, a fim de se poder executar processamentos com sucesso.

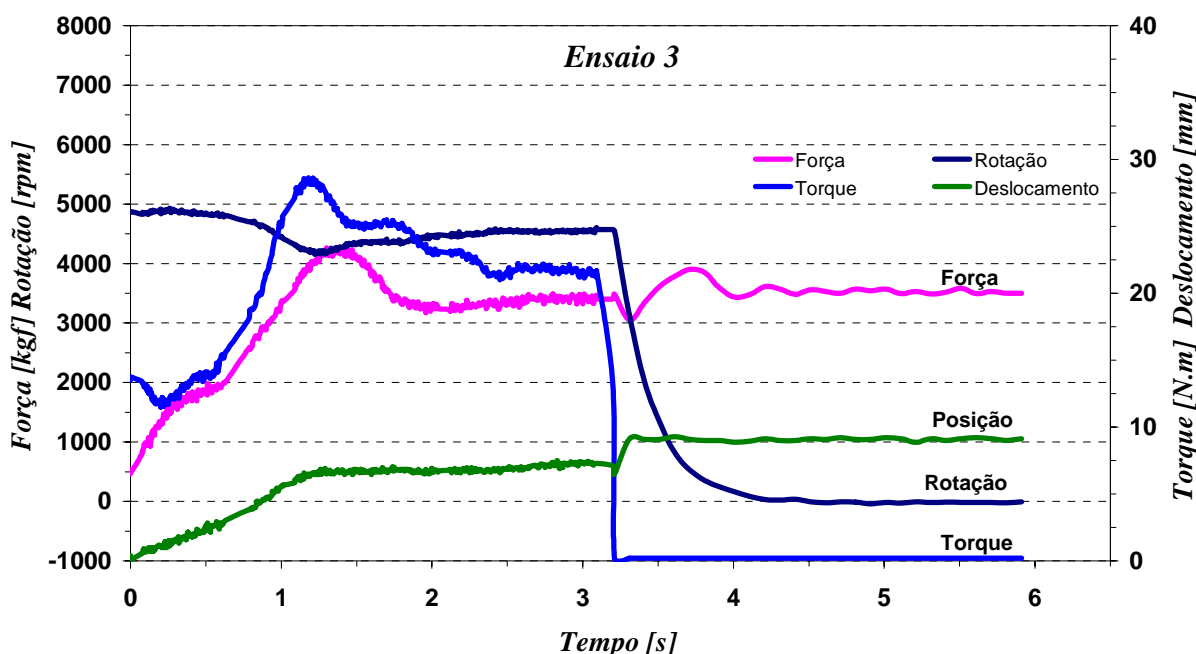


Figura 4.62: Gráficos do ensaio nº 3, ciclos de 2.000 kgf e 3.500 kgf, ambos a 5.000 rpm.

Nos ensaios em que o ciclo foi composto pela variação da velocidade de rotação, mantendo-se constante a força axial, a mudança foi executada de um nível mais elevado de rotação para um nível mais baixo. Deste modo, manteve-se o mesmo raciocínio anterior, ou seja, de elevar as condições iniciais que favorecem o aquecimento.

Nota-se na Figura 4.63, para o ensaio de número 8, que a redução da velocidade de rotação, provoca uma queda muito acentuada deste parâmetro, mesmo sendo a diferença entre ciclos de apenas 1.000 rpm. Neste ensaio, a rotação alcançou um valor inferior a 4.500 rpm, que, posteriormente, não conseguiu se recompor em torno valor de referência.

Os ensaios 4 e 5, ambos com primeiro estágio a 7.000 rpm e segundo a 5.000 rpm e 4.000 rpm, respectivamente, com força axial de 3.500 kgf, culminaram no travamento do motor hidráulico. A redução da rotação provocou o aumento do torque resistivo a valores não suportados pelo equipamento. A rotação mostrou um contínuo declínio, sem possibilidades de se restabelecer dentro do valor de referência.

Dois ensaios foram realizados com variações simultâneas de força axial e velocidade de rotação. Esses testes foram iniciados com um primeiro ciclo de baixa força (2.000 kgf) e alta rotação (7.000 rpm). No segundo ciclo, a força foi elevada para 3.500 kgf e a rotação reduzida para 4.000 rpm e 6.000 rpm (ensaios de número 2 e 6).

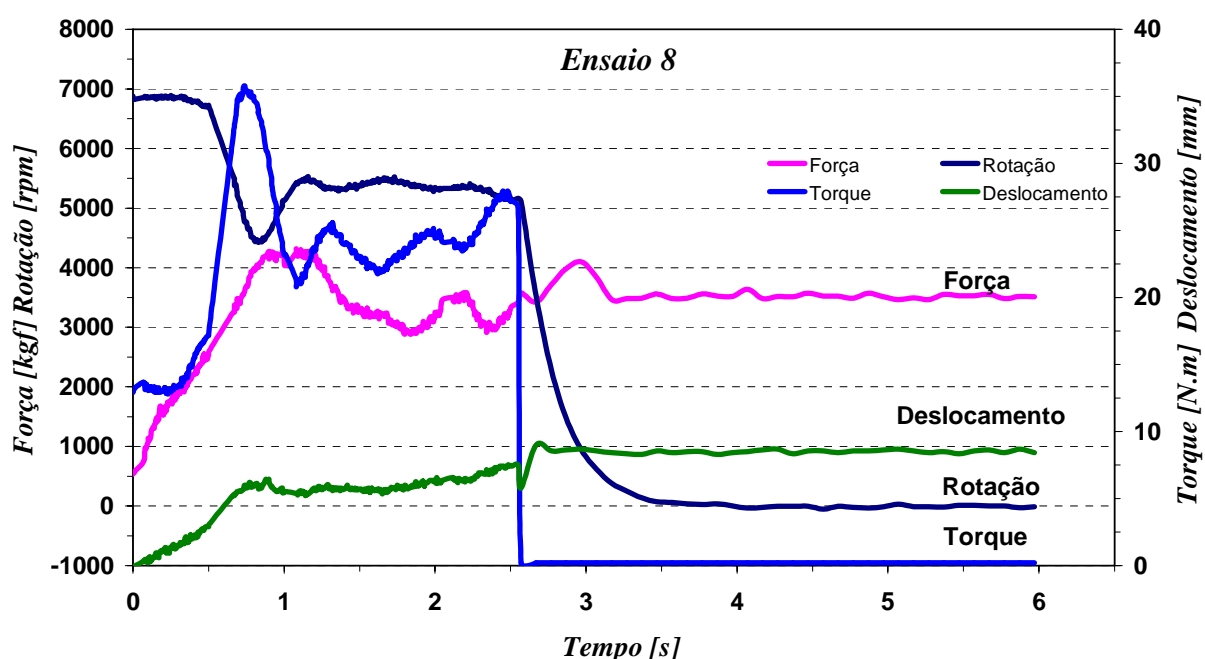


Figura 4.63: Gráficos do ensaio nº 8, ciclos de 7.000 rpm e 6.000 rpm, ambos a 3.500 kgf.

De acordo com os resultados apresentados anteriormente para os ensaios realizados com apenas um ciclo, os parâmetros do ensaio número 2 (2000 kgf / 7000 rpm - 3500 kgf / 4000 rpm) levaram ao travamento do motor, devido às baixas velocidades alcançadas. Para o ensaio número 6, a velocidade de rotação, na mudança de ciclo, reduziu a valores próximos a 5.000 rpm, que, posteriormente, tendeu a se elevar ao seu valor de referência (Figura 4.64). Constatou-se na curva de torque a formação de dois picos, sendo um

coincidente com um mínimo na curva da rotação e o outro referente ao pico alcançado na curva da força.

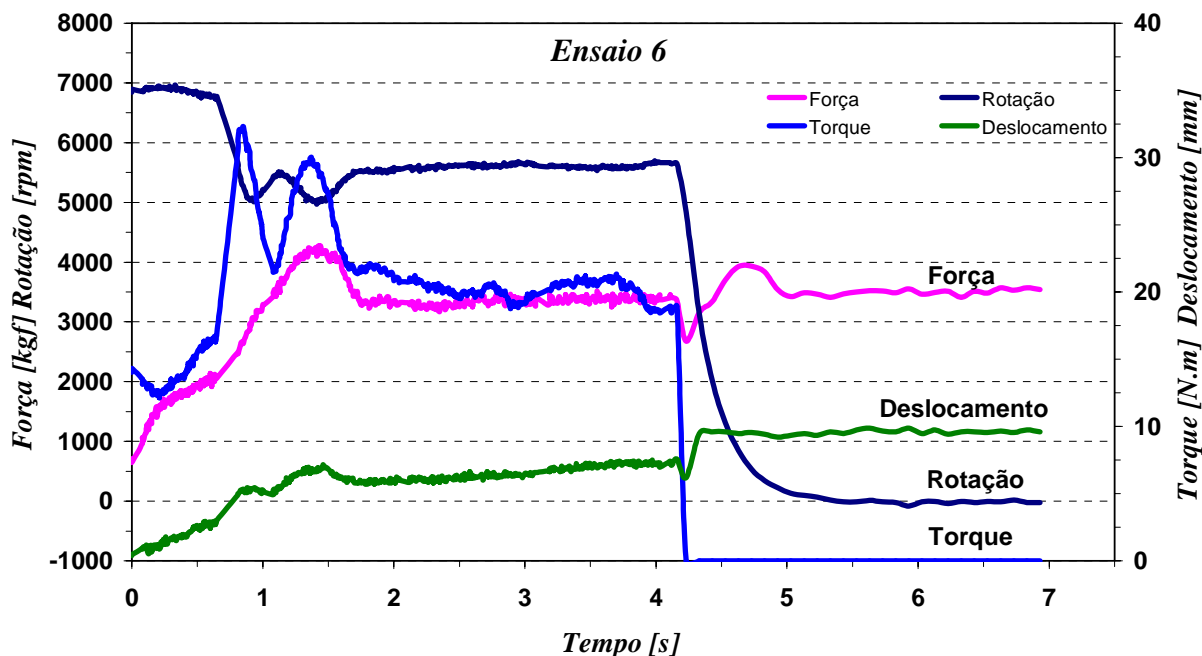


Figura 4.64: Gráficos do ensaio nº 6, 1º ciclo de 2.000 kgf e 7.000 rpm e 2º ciclo de 3.500 kgf e 6.000 rpm.

Os tempos de processamento para os ensaios realizados com 2 ciclos são apresentados na Figura 4.65. Nota-se, que as diferenças entre os tempos de processamento são muito pequenas, a não ser para o caso do ensaio número 8, cujo processamento foi todo realizado a 3.500 kgf. Nos demais ensaios, como as forças, tanto do primeiro quanto do segundo ciclo, foram equivalentes, grandes variações nos tempos de processamento não são realmente esperadas.

Os ensaios 3 e 7 chamam a atenção, pois, apesar de os níveis de força avaliados serem os mesmos para os ensaios de número 1 e 6, seus tempos de processamento são, na média, um segundo inferior ao desses dois. Nas amostras dos ensaios 3 e 7, apesar de não terem apresentado travamento do motor, foi constatado que o comprimento de queima selecionado foi insuficiente para promover o completo preenchimento da cavidade do bloco. Conclui-se, então, que os tempos reais para efetuar o completo preenchimento devem ser um pouco mais elevados, e que se tornariam praticamente iguais aos dos ensaios 1 e 6, onde foi observado o total enchimento do furo no bloco.

Em referência aos comprimentos de queima empregados nos ensaios da primeira etapa (7 mm), para o processo com apenas um ciclo, os da segunda etapa tiveram um incremento de 0,5 mm. Tal procedimento foi adotado para evitar a falta de preenchimento do

furo, como os ocorridos para os ensaios 3 e 7. Para os processamentos com dois ciclos, verificou-se ser necessário, então, um incremento no comprimento de queima, em relação aos utilizados com apenas um ciclo, para que houvesse o completo preenchimento do furo.

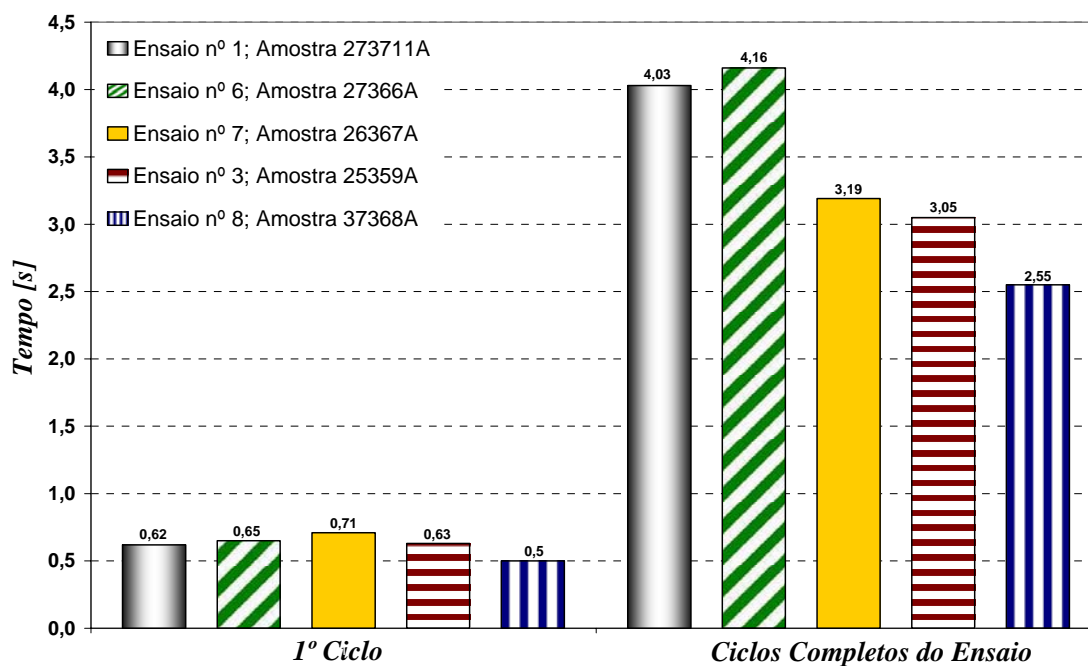


Figura 4.65: Tempos decorridos ao longo do primeiro ciclo e tempos totais para os ensaios da tabela 3.10.

Ressalta-se, para o processamento realizado com dois ciclos, que este oferece uma alternativa para melhor controlar os tempos do processo, mediante alterações no valor da força empregada no ensaio.

4.2.2.2 - Caracterização Metalográfica

A análise das macrográficas dos ensaios realizados a dois ciclos (Figura 4.66) mostra uma grande semelhança entre as macroestruturas obtidas, mas algumas observações podem ser feitas.

Foi observado para os ensaios com rotação constante e variação da força axial no segundo ciclo (Figura 4.66 - A, C e D), que os ensaios realizados com as maiores rotações apresentaram uma maior ZTA. Este fato está em conformidade com os resultados obtidos na primeira etapa. O mesmo comportamento foi observado ao se comparar os ensaios 1 e 6 (Figura 4.66 - A e B), cuja menor rotação do ensaio de número 6 no segundo ciclo, gerou uma leve redução na ZTA. Os ensaio 3 e 7 ilustram o preenchimento parcial do furo, em virtude do comprimento de queima ter sido insuficiente (Figura 4.66 - C e D).

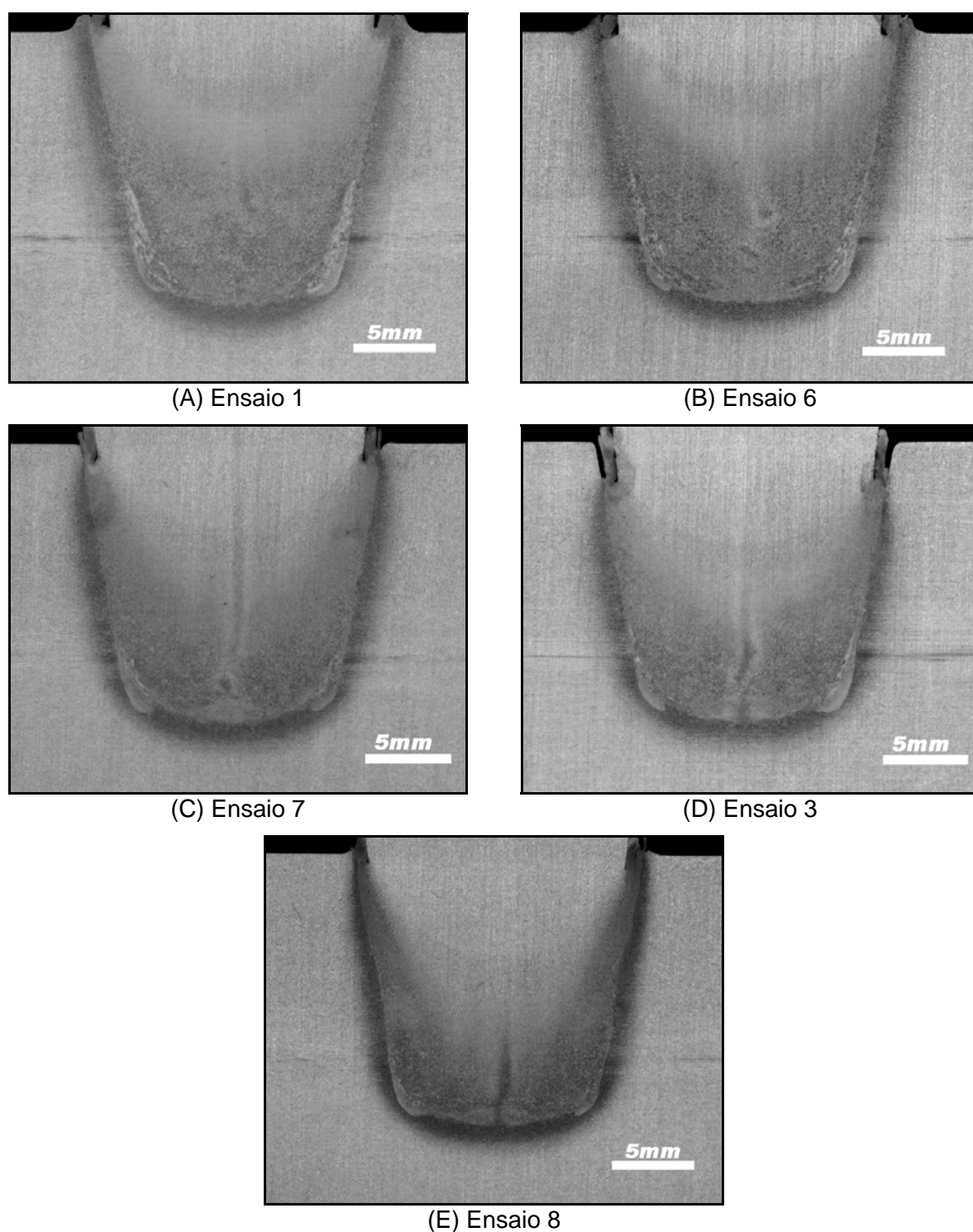


Figura 4.66: Macrografia dos ensaios da tabela 3.10, realizados com dois ciclos de processamento:

- (A) Ensaio 1: 1º Ciclo: 2.000 kgf / 7.000 rpm - 2º Ciclo: 3.500 kgf / 7.000 rpm;
- (B) Ensaio 6: 1º Ciclo: 2.000 kgf / 7.000 rpm - 2º Ciclo: 3.500 kgf / 6.000 rpm;
- (C) Ensaio 7: 1º Ciclo: 2.000 kgf / 6.000 rpm - 2º Ciclo: 3.500 kgf / 6.000 rpm;
- (D) Ensaio 3: 1º Ciclo: 2.000 kgf / 5.000 rpm - 2º Ciclo: 3.500 kgf / 5.000 rpm;
- (E) Ensaio 8: 1º Ciclo: 3.500 kgf / 7.000 rpm - 2º Ciclo: 3.500 kgf / 6.000 rpm;

Os ensaios com dois ciclos, através da possibilidade do melhor controle no tempo de processamento, permitem um maior controle da ZTA gerada, podendo esta, de acordo com as necessidades impostas, ter sua ampliação mais favorecida ou não.

Afim de não tornar este trabalho redundante, as análises referente às observações micrográficas são omitidas, haja vista a sua forte semelhança com as observações realizadas para as amostras da geometria do tipo A, para os ensaios da primeira etapa, realizados com apenas um ciclo.

4.2.2.3 - Ensaios de Microdureza Vickers

Os perfis verticais de microdureza (Figura 4.67) mostram, mais uma vez, a sobreposição dos valores medidos. Para a área de processamento do pino, os valores ficaram concentrados em torno da faixa de 200 $HV_{0,05}$ e 300 $HV_{0,05}$. Nota-se, ainda dessa figura, uma tendência à maior dispersão de alguns valores a partir da ZTA, próxima à interface inferior, e se estendendo a aproximadamente 4 mm na direção do perfil vertical.

As comparações entre os processamentos realizados em níveis de rotação distintos, e com a variação apenas no ciclo da força axial, não apresentaram indícios de modificações nos valores dureza. Este comportamento é ilustrado na Figura 4.68, para os ensaios de número 1 e 3, realizados a 7.000 rpm e 5.000 rpm, respectivamente.

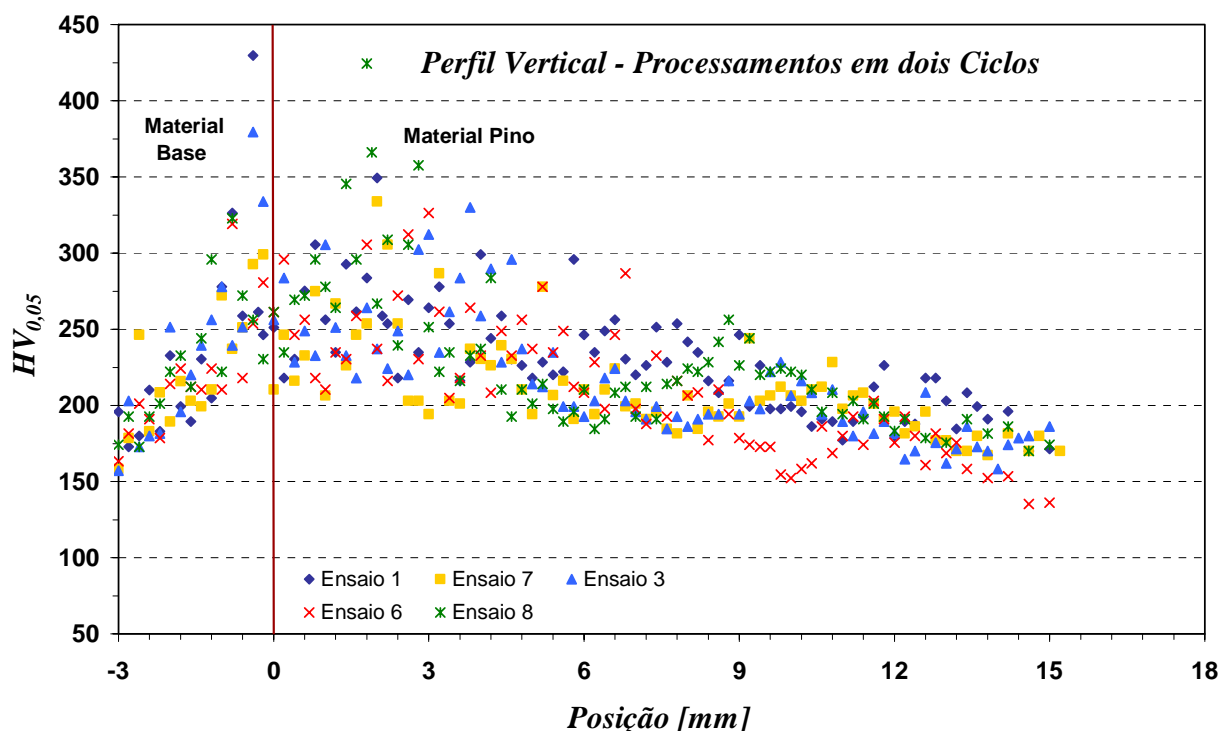


Figura 4.67: Perfis verticais de microdureza Vickers, para os ensaios realizados com processamentos a dois ciclos.

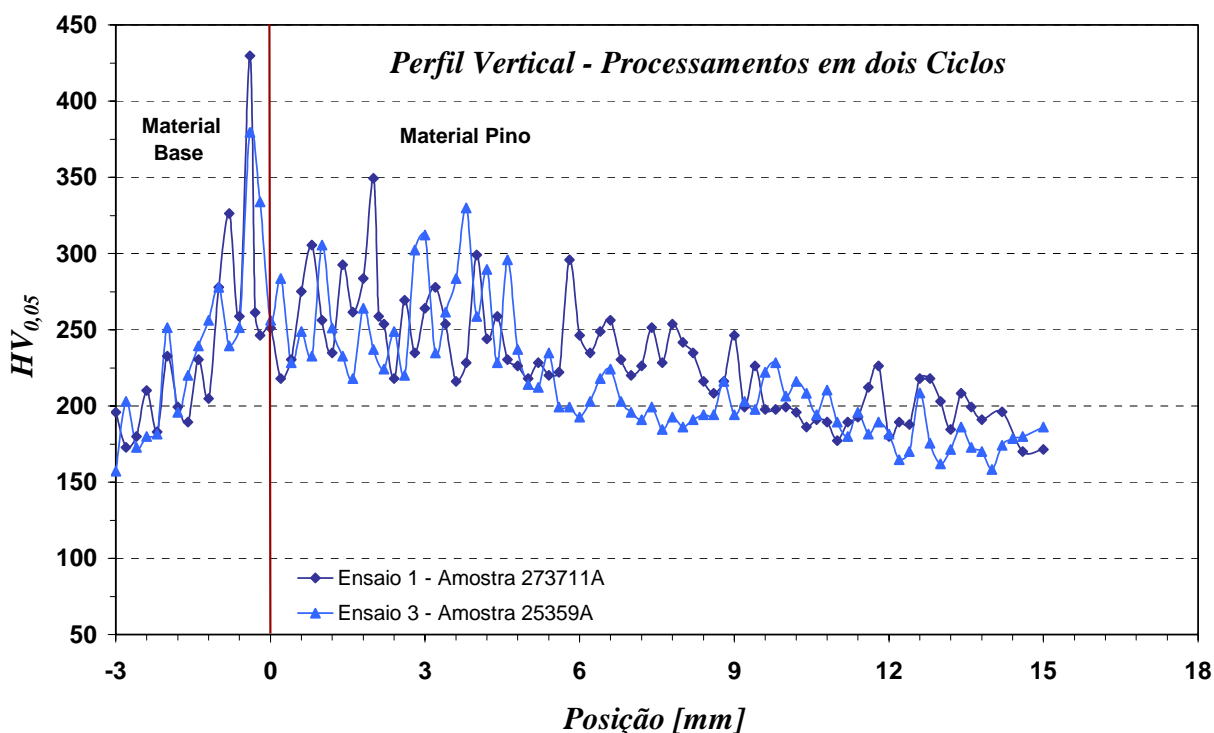


Figura 4.68: Perfil vertical de microdureza Vickers, para os ensaios:

1: 1º Ciclo: 2.000 kgf / 7.000 rpm - 2º Ciclo: 3.500 kgf / 7.000 rpm;

3: 1º Ciclo: 2.000 kgf / 5.000 rpm - 2º Ciclo: 3.500 kgf / 5.000 rpm;

Nota-se na Figura 4.69, para os ensaios de número 1 e 6, a existência de uma leve tendência do ensaio 1, realizado a 7.000 rpm, de manter os valores de dureza mais elevados, ao longo do comprimento do pino de queima, em relação ao ensaio 6. Neste ensaio, houve uma redução na rotação de 7.000 rpm no primeiro ciclo para 6.000 rpm no segundo ciclo. Essa tendência foi observada também no perfil horizontal, a 10 mm da interface inferior, para estes dois ensaios.

Os perfis horizontais, a 5 mm e a 10 mm da interface inferior, também apresentaram sobreposições dos valores de dureza, sendo mais pronunciadas que as observadas nos perfis verticais. Neste sentido, destacam-se as sobreposições de valores do perfil a 10 mm, sendo este pouco sensível às variações dos parâmetros de processo empregados nesta fase (Figura 4.70).

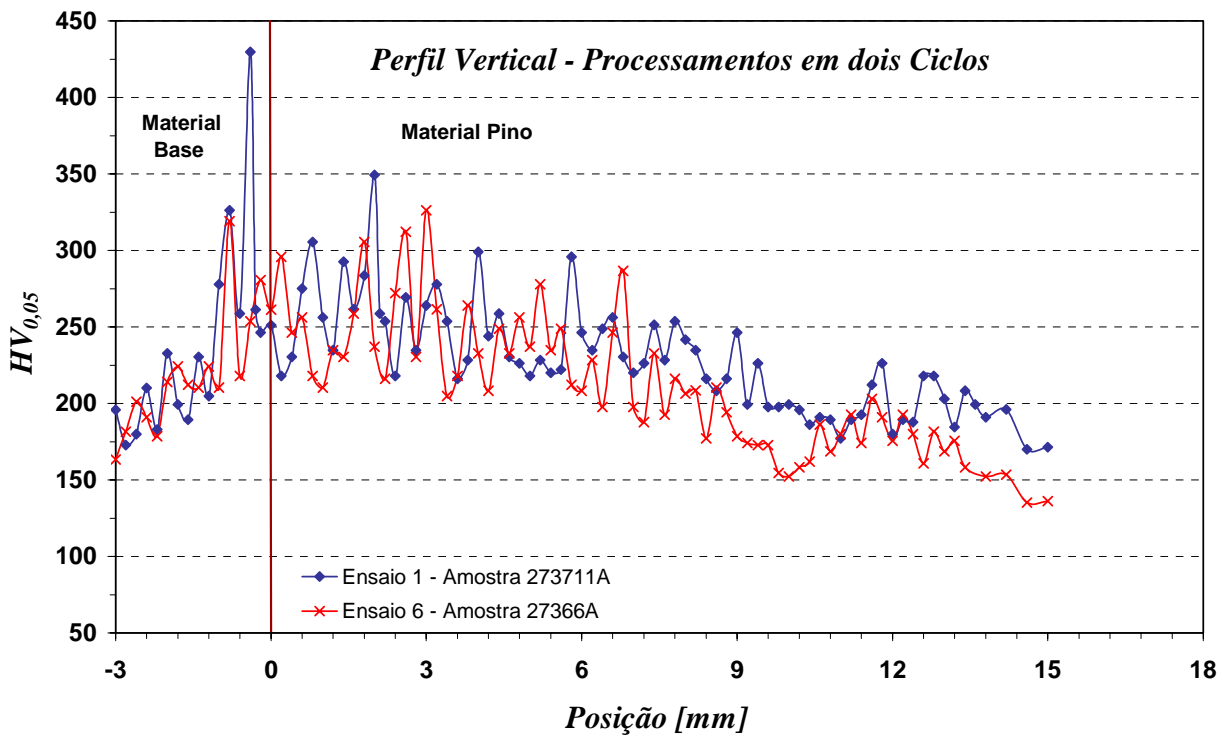


Figura 4.69: Perfil vertical de microdureza Vickers, para os ensaios:

1: 1º Ciclo: 2.000 kgf / 7.000 rpm - 2º Ciclo: 3.500 kgf / 7.000 rpm;

6: 1º Ciclo: 2.000 kgf / 7.000 rpm - 2º Ciclo: 3.500 kgf / 6.000 rpm.

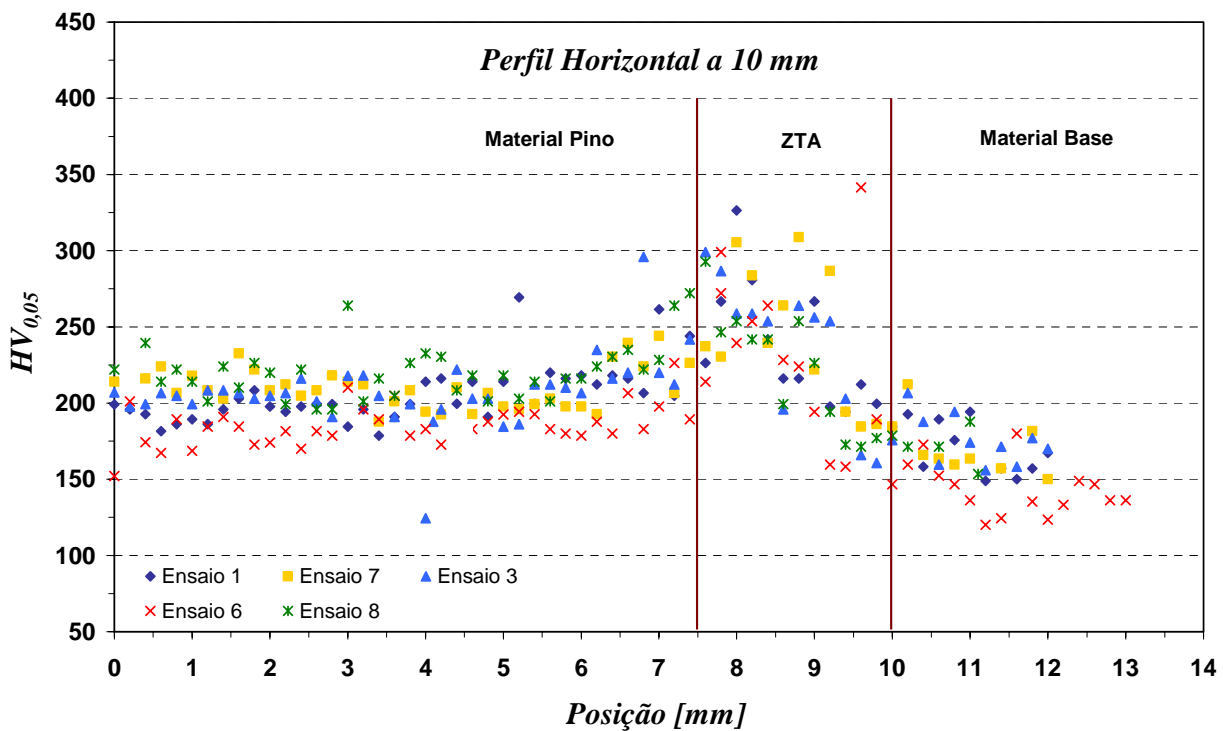


Figura 4.70: Perfis horizontais de microdureza Vickers, realizados a 10 mm acima da interface inferior.

4.2.2.4 - Determinação dos Parâmetros Ótimos

Partindo das informações adquiridas nos ensaios com o emprego de dois ciclos de processamento, pode ser especificada, então, uma faixa ótima de operação.

Esses ensaios, se executados com variação apenas da força, geram uma queda da rotação de aproximadamente 1.000 rpm. Concomitantemente, há uma elevação no pico da curva de torque, a qual tende a ser mais expressiva, na medida em que se reduz a rotação de referência. Neste sentido, a Figura 4.71 ilustra a faixa de rotação recomendada, visando o não travamento do equipamento, quando da mudança de ciclo. Destaca-se aqui, que, apesar da rotação de 5.000 rpm não ter gerado o travamento do motor, velocidades nesta faixa devem ser evitadas.

Mudanças de ciclo, visando alterações na velocidade de rotação, não são recomendadas. Notou-se neste trabalho que a mudança de ciclo com o intuito de prover uma redução na velocidade, causa um decréscimo excessivo deste parâmetro, o que pode levar ao travamento do motor. Não se recomendando, deste modo, a alteração simultânea nos dois parâmetros, força e rotação.

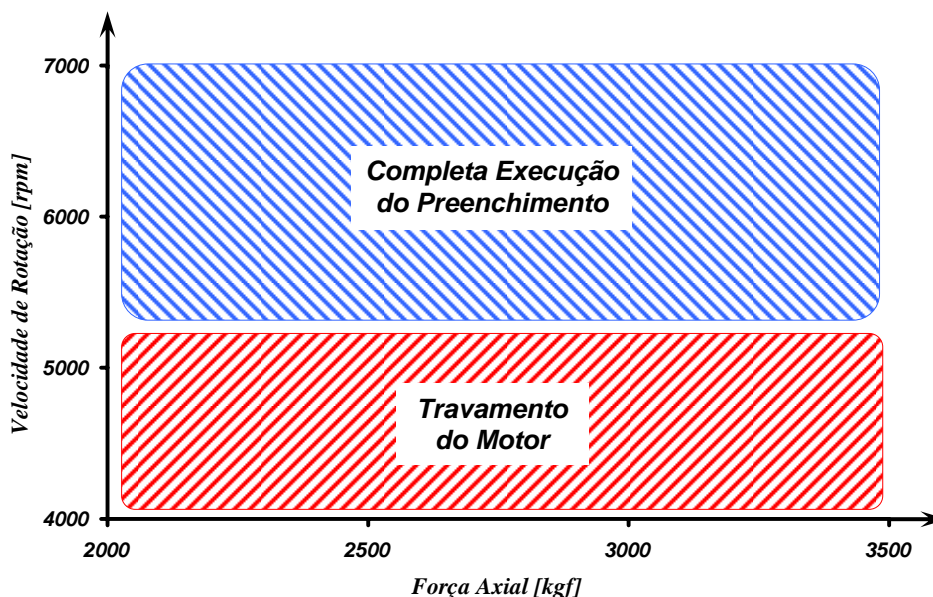


Figura 4.71: Faixa de operação para ensaios a dois ciclos, e cujo apenas o parâmetro força axial é variado.

Com relação as microdurezas, foi observado que os valores mensurados não sofreram alterações sensíveis, dentro da faixa de parâmetros avaliados, podendo os mesmos ser selecionados, sem preocupações adicionais nos níveis de dureza posteriormente obtidos.

Os parâmetros então, selecionados em concordância com a Figura 4.71, devem ser estabelecidos levando-se em consideração o controle do perfil da ZTA, bem como favorecendo um melhor desempenho mecânico. As melhores condições de funcionamento do equipamento são privilegiadas nas altas rotações, o que minimiza o valor do torque resistivo e as possibilidades de travamento do motor.

4.3 - Ensaio de Reparo por Atrito “Stitch Welding”

Nesse item, as peças confeccionadas para a simulação de reparos por atrito “*Stitch Welding*” tiveram sua qualidade verificada pela realização de ensaios de dobramento. A seguir, são apresentados os resultados para o dobramento de dois tipos de amostras. O primeiro bloco de reparo por costura é descrito na Figura 3.12, sendo este empregado na prática de ensaios preliminares. O segundo bloco consiste na utilização de parâmetros otimizados de geometrias do pino e do furo, o qual é mostrado na Figura 3.13.

4.3.1 - Ensaios de Dobramento

Seguindo a sequência lógica de realização dos ensaios, são apresentados, primeiramente, os resultados para os ensaios de dobramento transversal lateral, obtidos na fase preliminar; posteriormente, são apresentados os resultados relativos aos preenchimentos com parâmetros otimizados.

A Figura 4.72 mostra o aspecto do reparo após a concretização da primeira e da segunda etapa de preenchimento. Nota-se, que houve um bom acabamento final, caracterizado pela ausência de falta de preenchimento superficial. Nota-se ainda, uma propagação homogênea da ZTA.

As macrografias das seções das amostras a serem dobradas são apresentadas na Figura 4.73. Em similaridade com os resultados obtidos para os preenchimentos simples da fase preliminar, estes também apresentaram uma ZTA estreita na interface inferior. Análises da microestrutura revelaram que nesta interface havia micro-defeitos. Porém, mesmo com a presença de vazios na interface inferior, os resultados dos ensaios de dobramento foram satisfatórios. Observa-se na Figura 4.74, que as três amostras possibilitaram o dobramento com ângulo de 180°, sendo este resultado não acompanhado da nucleação e propagação de trincas na região do material adicionado. Esse resultado evidencia a boa utilidade alcançada no reparo, o qual, mesmo não sendo realizado com a imposição de parâmetros otimizados, mostrou-se ser satisfatório. Nota-se também, que o efeito térmico, gerado pelos preenchimentos consecutivos, não acarretaram efeitos prejudiciais na qualidade da união.

Este fato pode ser comprovado pela utilização de amostras para os ensaios de dobramento que foram retiradas de posições distintas do bloco de reparo (Figura 3.17).



Figura 4.72: Bloco de reparo preliminar, geometria D, após ensaios de preenchimento: (A) primeiro passe; (B) segundo passe de preenchimento.

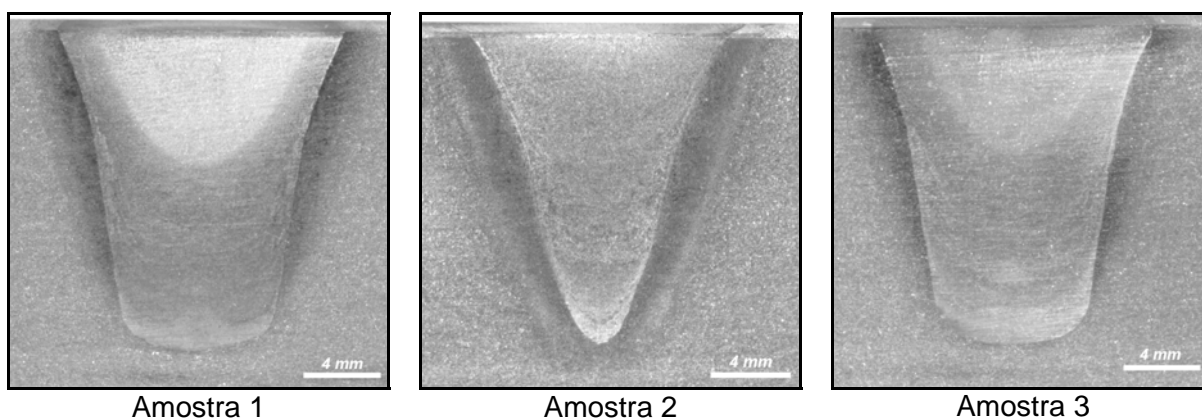


Figura 4.73: Macroestrutura da região de reparo por costura (*Stitch Welding*) das amostras de dobramento, retiradas do bloco de reparo preliminar (geometria D).



Figura 4.74: Amostras retiradas do bloco de reparo por costura preliminar; imagens realizadas após a realização do ensaio de dobramento transversal lateral.

Para a realização dos reparos em condições otimizadas, foram confeccionados dois blocos mediante utilização da geometria do tipo A (Figura 3.13). Nesta ocasião, preferiu-se a realização dos preenchimentos com a utilização de dois ciclos do processo, sendo a força inicial de 2.000 kgf, alterada para 3.500 kgf. A velocidade de rotação foi mantida constante e igual a 7.000 rpm.

Com a finalidade de melhor verificar a qualidade do reparo com a utilização destes parâmetros, dois tipos distintos de amostras foram confeccionadas. De um dos blocos foram retiradas amostras visando ensaios de dobramento transversal lateral; do segundo bloco foram obtidas amostras para ensaios de dobramento transversal de raiz. Ambas as condições, com as posições relativas de cada amostra dentro da região de reparo, foram apresentadas nas Figuras 3.17 e 3.18.

Os ângulos de dobramento obtidos para cada uma das amostras são apresentados na Tabela 4.2. Nota-se destes resultados, que as amostras 1 e 2 apresentaram ângulos inferiores a 180° no dobramento lateral. Este resultado indica que para estas duas amostras houve a propagação de trinca na região do preenchimento.

Para as demais amostras, até mesmo para as obtidas mediante dobramento de raiz, não foi verificado a presença de trincas durante o ensaio, permitindo que estas fossem dobradas até ângulo máximo de 180°.

Tabela 4.2: Ângulos de dobramento das amostras obtidas dos blocos de reparo otimizados.

Dobramento Transversal Lateral	
Amostra	Ângulo
1	34°
2	74°
3	180°
Dobramento Transversal de Raiz	
Amostra	Ângulo
1	180°
2	180°
3	180°

A nucleação e propagação de trincas observadas nas amostras 1 e 2 está associada a uma baixa qualidade da união na interface superior. Porém, esta qualidade ruim não está relacionada aos parâmetros do processo, e tão pouco devido aos parâmetros geométricos, mas sim, devido ao não completo preenchimento do furo do bloco. As Figuras 4.75 e 4.76 apresentam as amostras após terem sido dobradas. O preenchimento incompleto dos furos das amostras 1 e 2 tornam-se mais evidentes até mesmo pela redução da ZTA, formada na

superfície superior destas (Figura 4.75). Observa-se para a amostra de número 3, submetida à mesma condição de dobramento, que a ZTA na porção superior é mais bem pronunciada, fato este, que se deve ao completo preenchimento do furo.

Como observado nas análises referentes ao processamento com dois ciclos, é necessária a utilização de um comprimento de queima maior que aquele utilizado em processamentos com apenas um ciclo.

Resultados extremamente animadores foram conseguidos com os ensaios de dobramento de raiz. Estes tendem a solicitar à tração a região considerada mais crítica no processo de reparo por atrito. Tais resultados ressaltam assim a boa qualidade da união metalúrgica obtida nesta interface inferior, bem como a apreciável ductilidade obtida no material de preenchimento.

A utilização dos parâmetros otimizados tem assim a sua eficiência comprovada pelos resultados obtidos nos ensaios de dobramento. As trincas acometidas nestes ensaios não foram decorrentes dos parâmetros força e rotação selecionados, mas sim, de vazios (defeitos) formados pela utilização de um comprimento de queima insuficiente.

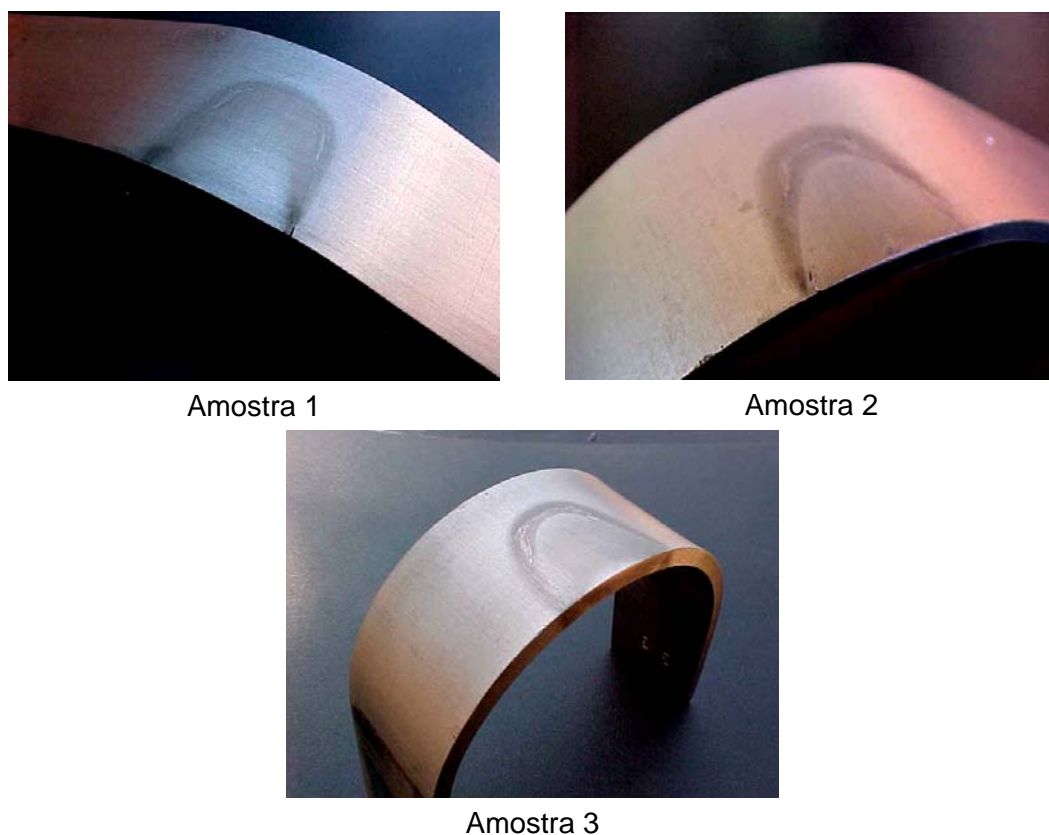


Figura 4.75: Amostras retiradas do bloco de reparo por costura, geometria A: imagens realizadas após o ensaio de dobramento transversal lateral.



Amostra 1

Amostra 2



Amostra 3

Figura 4.76: Amostras retiradas do bloco de reparo por costura, geometria A: imagens realizadas após o ensaio de dobramento transversal de raiz.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

A seguir, são apresentadas de forma sucinta as conclusões mais significativas e relevantes alcançadas ao longo da execução deste trabalho:

1. A qualidade do reparo realizado é fortemente dependente dos parâmetros do processo, quais sejam: força axial, velocidade de rotação, comprimento de queima e, em especial da geometria do pino de queima e do furo a ser preenchido;
2. A força axial atua de maneira preponderante nos tempos de preenchimento. Quanto maior for esse parâmetro, tanto menor será o tempo de processamento;
3. Apesar de as altas forças contribuírem para o aumento da potência requerida no processo, as mesmas propiciam a diminuição na energia total de soldagem, em decorrência dos curtos tempos de processamento;
4. O efeito da velocidade de rotação no tempo de processamento mostrou ser algo menos evidente. Neste trabalho não foi possível verificar um nítido comportamento deste parâmetro sobre o tempo;
5. Para as geometrias investigadas, observou-se que aumentos na velocidade de rotação e redução da força axial favorecem a propagação da ZTA;
6. A presença de defeitos, observados ao longo da interface inferior do material do pino e do bloco, teve sua origem ligada aos parâmetros geométricos, os quais favoreceram o baixo aporte térmico;

7. Os efeitos dos parâmetros geométricos mostraram ser, dentro dos limites de força e rotação avaliados neste trabalho, de fundamental importância na obtenção de reparos livres de defeitos;
8. O uso das geometrias do tipo A, C e E resultou na ausência de defeitos na interface lateral inferior. Esse desempenho pôde ser atribuído à maior capacidade de aporte térmico destas geometrias;
9. De modo geral, a microestrutura do material adicionado parece ser constituída de ferrita alotriomorfa, ferrita de Widmanstätten, bainita e/ou martensita. As microestruturas na ZTA são semelhantes, exceto nos casos em que a temperatura na interface não superou a faixa crítica de transformação. Nesse caso, observou-se a presença de estruturas orientadas, evidenciando linhas de deformação plástica e ferrita recristalizada;
10. Para as geometrias do tipo A e C, foi notada uma forte sobreposição dos perfis de microdureza, dificultando o estabelecimento de correlações entre esses perfis e os parâmetros de processamento;
11. Para as geometrias do tipo B, D e E, foram observadas as mesmas sobreposições dos valores de dureza, tanto nos perfis verticais quanto horizontais. Todavia, neste caso, os valores apresentaram uma maior faixa de dispersão e valores mais elevados. O menor aporte térmico destas geometrias e as taxas mais acentuadas de resfriamento justificam a formação de microconstituíntes de maior dureza;
12. Em todas as geometrias estudadas, quanto maior a força de processamento, mais rapidamente os valores de dureza tendem às durezas do material não processado;
13. As geometrias do tipo A, C e E são adequadas ao processamento de pinos por atrito, e, em especial, a geometria do tipo A;
14. A janela de operação em ensaios com apenas um ciclo, no que se refere aos parâmetros força e rotação, é bastante ampla. Restrições são feitas às forças mais elevadas (aproximadamente 3.000 kgf), combinadas com rotações inferiores a 5.000 rpm;
15. Para os ensaios com dois ciclos, variando-se a força axial de um nível inferior para outro superior, o processo é acompanhado por uma queda na velocidade de

rotação de cerca de 1.000 rpm. Isso levou a uma restrição da rotação mínima a valores superiores a 5.000 rpm;

16. O processamento de pinos com mais de um ciclo de rotação, onde se procura reduzir este parâmetro durante o ensaio, deve ser evitado. Do mesmo modo, ciclos, em que são variadas simultaneamente, a força axial e velocidade de rotação, devem ser evitados. Ensaio com ciclos de força axial, além de proporcionarem uma maior faixa de operação, são mais eficientes na alteração do tempo de processamento e da taxa de queima;
17. Uma boa ductilidade dos reparos foi verificada através dos ensaios de dobramento. As duas amostras que apresentaram falhas no ensaio de dobramento tiveram a propagação de trinca iniciada em vazios decorrente da falta de preenchimento, ocorridos pela utilização de um comprimento de queima insuficiente.

CAPÍTULO VI

TRABALHOS FUTUROS

Em virtude da técnica de reparos por atrito apresentar um vasto campo de aplicação, e inúmeras possibilidades de se trabalhar com os mais diversos tipos de materiais, existe uma série de trabalhos investigativos, de extrema relevância, que necessitam ainda serem executados. Assim, em continuidade a esse trabalho, destaca-se a melhor avaliação das **microestruturas** obtidas no reparo por atrito, de tal forma que os resultados aqui obtidos possam ser mais bem compreendidos. Sugere-se, neste caso, uma avaliação microestrutural assistida por microscopia eletrônica de transmissão. Desta forma, poder-se-á estabelecer correlações entre a formação dos microconstituintes e os parâmetros do processo.

Avaliações mais aprofundadas das **propriedades mecânicas** também são necessárias. Recomenda-se para tanto, a utilização de ensaios de tração, de modo a se conhecer a influência do reparo nas propriedades de limite de escoamento, limite de resistência, e capacidade de deformação da estrutura reparada. Essas propriedades mecânicas podem ser avaliadas apenas na região do reparo através da técnica de microindentação.

Um ensaio de extrema importância e que traz informações bastante relevantes da qualidade do reparo, são os ensaios de fadiga. Estes permitem estimar a vida do reparo e sua resistência à nucleação e propagação de trincas quando sujeito a carregamentos cíclicos.

Visando o emprego do reparo por atrito em condições subaquáticas, evidencia-se a necessidade de realização de ensaios que reproduzam esta condição. Nesta condição, salienta-se a necessidade de novamente encontrar a faixa de parâmetros do processo que conduzam a reparos otimizados.

Em virtude, de a técnica permitir o emprego de reparos com os mais diversos tipos de materiais, similares ou dissimilares, estudos neste sentido também devem ocorrer. Verifica-se a importância de se avaliar reparos realizados com aços de alta resistência e baixa liga, bem como aços inoxidáveis e até mesmo ligas de alumínio, em decorrência do elevado emprego destes materiais na indústria em geral.

Com o objetivo de compreender melhor e caracterizar o ciclo térmico do processo, verifica-se a necessidade da realização de medições de temperatura. Tais medições podem ser realizadas via utilização de termopares localizados próximo à interface pino/bloco.

Com o intuito de executar reparos em superfícies, em que os defeitos alcançaram grandes extensões, em relação ao plano normal à direção de propagação, processamentos com a utilização de furos com maiores profundidades devem ser executados.

CAPÍTULO VII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANDREWS, R. E.; MITCHELL, J. S. Underwater Repair by Friction Stitch Welding. **Metals and Materials**. p. 796-797, Dec. 1990.

ANSI/AWS. **B4.0-98**: Standard Methods for Mechanical Testing of Welds. 1997. p. 1-14.

ASM - AMERICAN SOCIETY OF METALS. **Metals Handbook**: Atlas of Microstructures of Industrials Alloys. 8. ed. 1972. v. 7.

ASM - AMERICAN SOCIETY OF METALS. **Metals Handbook**: Properties and Selections: Irons and Steels. 9. ed. 1978. v. 1.

ASM - AMERICAN SOCIETY OF METALS. **Welding Handbook**. v. 6. 1993.

ASTM. **E 190 – 92**: Standard Test Method for Guided Bend Test Ductility of Welds. 2003. p. 1-14.

AWS - AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook**. 8. ed. Miami, 1991. v. 2, (0-87171-354-3).

BLAKEMORE, G. R. Friction Stud Welding in Hazardous Areas. **Welding & Metal Fabrication**, p. 428-430, Nov./Dec. 1993.

BLAKEMORE, G. R. Friction Welding on Live Pipelines. **Pipeline Technology**. Elsevier Science B.V. 1995.

BLAKEMORE, G. R. Friction Welding - Technology for the New Millennium. In: OFFSHORE CONFERENCE, May. 1999, Houston, Texas.

CBCA - CENTRO BRASILEIRO DE CONSTRUÇÃO EM AÇO, CBCA. **Construção em Aço, Aços Estruturais.** Disponível em: <http://www.cbca-ibs.org.br/nsite/site/acos_estruturais.asp>. Acesso em: 26 maio 2006.

CROSSLAND, B. Friction Welding - Recommended Practices for Friction Welding. In **Contemporary Physics**, v. 12, n. 6, p 559-574, 1971.

ELLIS C. R. G. Continuous Drive Friction Welding of Mil Steel. **Welding Journal**, p 183s-197s, Apr. 1972.

HUTCHINGS, I. M., **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials.** CRC Press, Boca Raton. USA, 1992, p. 15-57.

LEBEDEV, V. K.; CHERNENKO, I. A. **Friction Welding.** Sov. Tech. Ver., 1992. v.4. p. 59 – 168.

LEEUWEN, W. H.v; FRICH S. Mechanized Ultrasonic Inspection of Radial Friction Welds. In: 3rd INTERNATIONAL CONFERENCE “WELDING PERFORMANCE OF PIPELINES”, London, Nov. 1986. p. 304-311.

LIENERT, T. J.; STELLWAG, W. L.; GRIMMETT JR., B. B.; WARKE, R. W. Friction Stir Welding Studies on Mild Steel: Process results, microstructures, and mechanical properties are reported. **The Welding Journal.** Welding Research, p. 1s-9s, Jan. 2003.

MEYER, A. **Friction Hydro Pillar Processing.** 2002. 123 p. Dr.-Ing. Thesis an der Technischen Universität Braunschweig, Hamburg, 2002.

NICHOLAS, E. D. Underwater Friction Welding for Electrical Coupling of Sacrificial Anodes. In: 16th ANNUAL OTC. Houston, Texas, May 7-9, 1984.

NICHOLAS, E. D., 1995 “Friction Hydro Pillar Processing” In 11th ANNUAL NORTH AMERICAN WELDING RESEARCH CONFERENCE. Nov. 7-9, 1995.

NIXON, J. **Effects of Water Depth on Friction Stud Welding Parameters**. School of Welding and Joining Technology, Cranfield, Cranfield University, England, 1986.

PETRÓLEO BRASILEIRO S.A. **Áreas de atuação: Produção em águas profundas**. Disponível em: <http://www2.petrobras.com.br/portugues/ads/ads_Tecnologia.html>. Acesso em: 2 fev. 2006.

PINHEIRO, G. A.; BRACARENSE, A. Q.; MARQUES, P. V.; MEYER, A.; DOS SANTOS, J.F.; BLAKEMORE, G. R., Costura por Fricção: Fundamentos e Aplicações. 1º Cobef, abr. 2001.

REED-HILL, R E. **Physical Metallurgy Principles**. 2. ed. USA: D. Van Nostrand Company, 1973. p. 517-597.

SOUZA, R. J. **Desenvolvimento, Projeto e Construção de um Equipamento de Reparo de Trincas por Atrito**. 2006. 42 f. Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2006.

TEBBETT, I.E.; FORSYTH, P.; CHISHOLM, S. Low Cost Jacket Repairs Using New Shear Connection Techniques. In: INTERNATIONAL OFFSHORE INSPECTION REPAIR AND MAINTENANCE CONFERENCE, Aberdeen, Scotland, 1988. p. 1-21.

TWI - THE WELDING INSTITUTE. **TWI Services to Friction Processing**. Disponível em: <http://www.twi.co.uk/j32k/unprotected/band_1/friction_index.html>. Acesso em: 25 Mar. 2005.

THOMAS, W.; NICHOLAS, D. **Friction Hydro Pillar Processing (FHPP)**. In: TWI, Connect, June 1992.

THOMAS, W.; NICHOLAS, D.; JONES, S. B.; LILLY, R. H.; DAWES, C. J.; DOLBY, R. E. **Friction Forming**. TWI, Cambridge, Patent N°. EP 0 602 072 B1, 1995.

THOMAS, W. The Need for Gas Shielding – positive advantages for two friction processes. In TWI Bulletin, Sep/Oct 1997. p. 84-88.

VILL, V. I. **Friction Welding of Metals**. ed. I.P. Baykova. 1962, New York: American Welding Society, Inc.

VERHOEVEN, J. D. **Fundamentals of Physical Metallurgy**. Iowa, USA: J. Wiley & Sons, 1975. p. 421-453.

WICHELHAUS, G. Berchnung der Stoßflächentemperatur beim Reibschweißen. In Schweißen und Schoneiden, 1975. p. 9-10.