

Capítulo 4

Resultados e Discussão

4.1. Ensaios de Laminação a Quente

As Tabelas 4.1 a 4.4 mostram os dados reais obtidos em termos de temperaturas e intervalos de tempo entre passes relativos aos ensaios de laminação a quente efetuados. A série de ensaios G designa repetições de testes programados ou onde as temperaturas de acabamento obtidas não atenderam plenamente ao planejado no Procedimento Experimental. Contudo, os resultados obtidos nesses ensaios foram aproveitados, levando-se em conta esses desvios, pois tratam-se de dados adicionais válidos para confirmar as conclusões obtidas.

Tabela 4.1: Evoluções reais de temperatura e intervalos de tempo durante os ensaios de laminação a quente das séries A e B definidas no Procedimento Experimental.

# passe	A.1		A.2		A.3		B.1		B.2		B.3	
	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]
0	1208	-	1210	-	1217	-	1210	-	1207	-	1214	-
1	1177	21,0	1172	37,4	1179	37,9	1182	31,8	1191	20,4	1162	36,0
2	1115	32,2	1147	12,2	1153	12,0	1149	16,0	1166	13,0	1114	16,6
3	901	128,8	901	145,8	-	-	1108	16,8	1118	18,0	1073	16,4
4	850	43,8	853	39,2	-	-	901	104,8	897	105,6	-	-
5	799	34,2	802	40,8	-	-	830	42,2	823	37,6	-	-
6	753	35,6	753	38,8	-	-	750	51,0	740	79,7	-	-

Tabela 4.2: Evoluções reais de temperatura e intervalos de tempo durante os ensaios de laminação a quente das séries C e D definidas no Procedimento Experimental.

# passe	C.1		C.2		C.3		D.1		D.2		D.3	
	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]
0	1111	-	1127	-	1108	-	1105	-	1105	-	1108	-
1	1082	35,8	1079	34,0	1086	30,4	1086	24,0	1089	25,4	1047	46,2
2	1050	20,8	1057	28,8	1041	22,8	1047	22,4	1050	21,6	983	15,2
3	903	97,6	903	104,6	-	-	1009	16,6	1012	19,4	929	16,2
4	855	40,2	852	41,6	-	-	897	51,2	900	59,0	-	-
5	804	38,0	801	38,0	-	-	820	36,0	823	30,2	-	-
6	753	43,0	753	40,6	-	-	750	41,8	750	39,0	-	-

Tabela 4.3: Evoluções reais de temperatura e intervalos de tempo durante os ensaios de laminação das séries E e F definidas no Procedimento Experimental.

# passe	E.1		E.2		F.1		F.2	
	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]
0	1214	-	1210	-	1111	-	1108	-
1	1182	34,8	1182	33,0	1085	51,0	1082	28,6
2	1147	15,2	1139	24,0	1054	22,2	1047	20,2
3	1108	16,0	1108	14,8	1018	18,0	1018	14,4
4	899	102,6	901	98,6	897	55,4	900	60,6
5	853	28,8	802	54,0	852	22,2	801	47,0
6	796	26,8	702	86,4	798	22,2	702	89,4

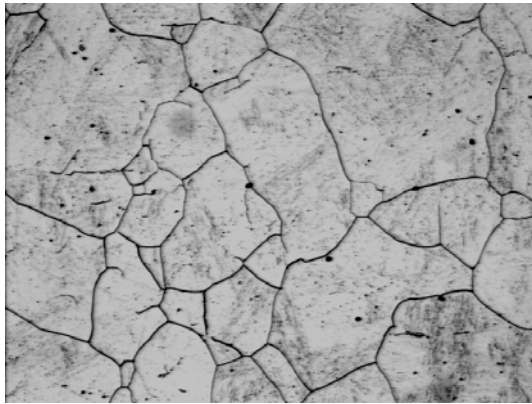
Tabela 4.4: Evoluções reais de temperatura e intervalos de tempo durante os ensaios de laminação a quente da série G, que lista os ensaios duplicados ou em não-conformidade com o Planejamento Experimental proposto.

# passe	G.1		G.2		G.3		G.4	
	T	Δt	T	Δt	T	Δt	T	Δt
	[°C]	[s]	[°C]	[s]	[°C]	[s]	[°C]	[s]
0	1098	-	1098	-	1105	-	1214	-
1	1079	29,8	1089	36,7	1086	24,2	1188	30,6
2	1044	22,0	1041	27,6	1047	24,2	1152	16,0
3	996	20,8	993	26,0	1018	14,0	1119	13,0
4	908	58,8	900	34,8	900	62,6	899	108,0
5	823	56,7	834	43,9	802	65,2	852	31,6
6	770	35,6	783	33,8	700	68,1	799	35,6

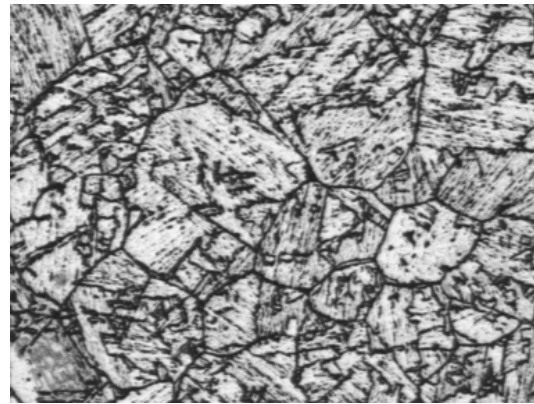
4.2. Análise Microestrutural

4.2.1. Microestrutura Austenítica

A Figura 4.1 mostra as microestruturas austeníticas das amostras reaquecidas a 1200°C; como seria de se esperar, os grãos apresentam aspecto equiaxial para ambos os aços estudados. Já a Figura 4.2 mostra as microestruturas austeníticas das amostras temperadas após a fase de esboçamento da laminação a quente reaquecidas a 1200°C e submetidas a 50% de deformação a quente. Neste caso, enquanto que a amostra de aço HSLA-80 apresentou grãos equiaxiais, a de aço ULCB apresentou acentuado grau de alongamento, sugerindo que não houve recristalização completa após o final da fase de esboçamento. A Tabela 4.5 mostra os valores de tamanho de grão austenítico medidos após o reaquecimento e ao longo da laminação a quente, juntamente com o grau de precisão associados a eles. A evolução gráfica desse tamanho de grão pode ser vista nas Figuras 4.3 e 4.4, respectivamente para os aços HSLA-80 e ULCB.

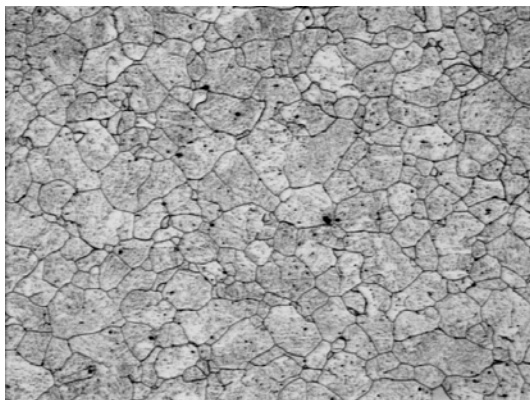


HSLA-80

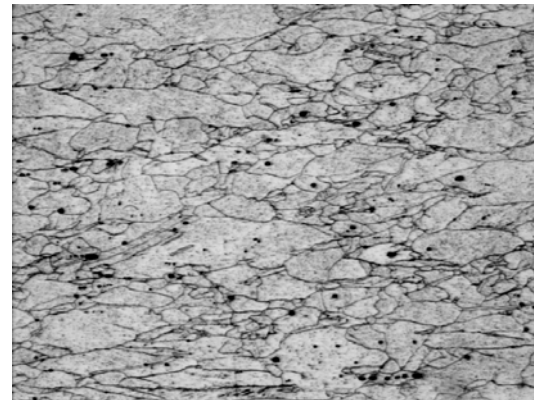


ULCB

Figura 4.1: Microestrutura austenítica das amostras reaquecidas a 1200°C, reveladas com ataque a base de cloreto férrico e ácido pícrico. Aumento: 100 x.



HSLA-80



ULCB

Figura 4.2: Microestrutura austenítica das amostras de aços HSLA-80 e ULCB reaquecidas a 1200°C e submetidas à laminação de desbaste com 50% de deformação a quente, reveladas com ataque a base de cloreto férrico e ácido pícrico. Aumento: 100 x.

Os resultados obtidos em termos da evolução do tamanho de grão austenítico para o aço HSLA-80 em função da deformação a quente, apresentados na Figura 4.3, mostram o significativo refino de grão promovido pela seqüência de deformações a quente-recristalizações plenas da austenita que ocorrem durante a fase de desbaste do material. O mesmo foi constatado para o aço ULCB, conforme mostra a Figura 4.4.

Tabela 4.5: Dados de tamanho de grão austenítico determinados após o reaquecimento ou

desbaste das amostras dos aços HSLA-80 e ULCB aqui estudados.

Amostra	Aço	T _{REAQ} [°C]	Grau de Deformação [%]	Tamanho de Grão [μm] ± [%]	Número de Medidas
R1.1	HSLA-80	1100	-	82±4,8	35
R1.2	HSLA-80	1200	-	102±4,4	30
A.3.1	HSLA-80	1200	30	52±4,2	27
B.3.1	HSLA-80	1200	50	32±3,8	20
C.3.1	HSLA-80	1100	30	64±4,3	23
D.3.1	HSLA-80	1100	50	24±4,8	20
R.2.1	ULCB	1100	-	109±7,3	40
R.2.2	ULCB	1200	-	126±4,8	35
A.3.2	ULCB	1200	30	63±4,9	25
B.3.2	ULCB	1200	50	38±4,9	20
C.3.2	ULCB	1100	30	42±4,7	22
D.3.2	ULCB	1100	50	27±4,9	20

É interessante notar que o aço ULCB apresentou tamanho de grão maior que o HSLA-80 após reaquecimento: 109 versus 82 μm a 1100°C e 126 versus 102 μm a 1200°C. De todo modo, a diferença entre eles não foi muito grande. É interessante notar, contudo, que a presença de Ti no aço ULCB apresentou menor efeito no crescimento de grão austenítico durante o reaquecimento do que a presença de maior teor de elementos de liga no aço HSLA-80, notadamente Ni, Cr e Cu, além do Nb.

A aplicação de uma laminação de desbaste com deformação de 30% tendeu a equalizar os valores de tamanho de grão obtidos em ambos os aços. Para as ligas HSLA-80 e ULCB reaquecidas a 1100°C foram verificados tamanhos de grão iguais a 64 e 42 μm respectivamente, enquanto que as amostras reaquecidas a 1200°C apresentaram valores de 52 e 63 μm, respectivamente. A mesma tendência foi observada para maior deformação no esboçamento, igual a 50%. No caso de temperaturas de reaquecimento de 1100°C os valores obtidos para os aços HSLA-80 e ULCB foram iguais a 24 e 27 μm respectivamente, enquanto que as amostras reaquecidas a 1200°C apresentaram tamanhos de grão da ordem de 32 e 38 μm.

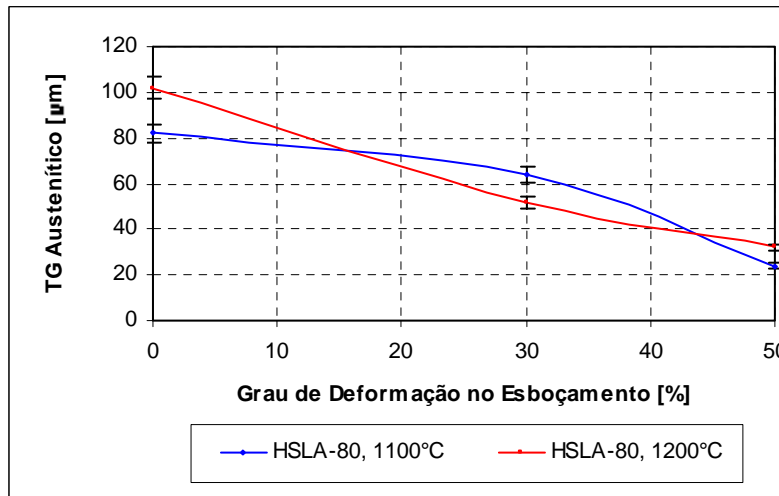


Figura 4.3: Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação a quente para o aço HSLA-80.

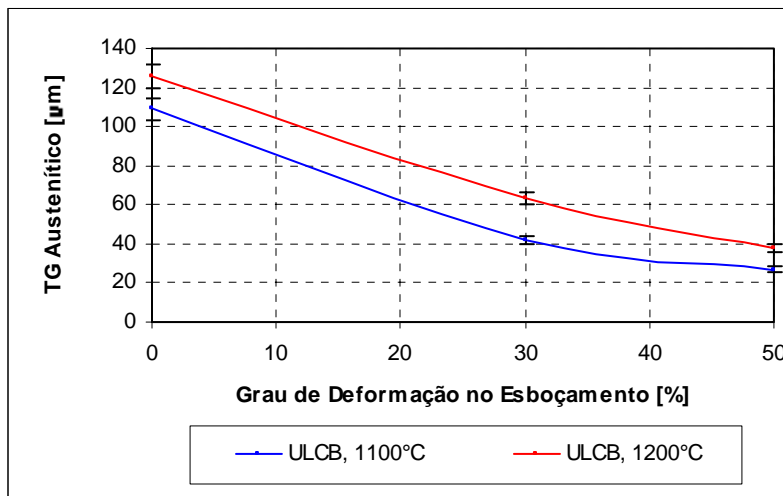


Figura 4.4: Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação a quente para o aço ULCB.

Esses dados, representados nas Figuras 4.3 e 4.4, mostram que ambos os aços mostram tamanho de grão austenítico muito semelhante após a fase de esboçamento, indicando que o refino de grão ocorrido nessa fase do tratamento termomecânico foi ligeiramente mais efetivo para a liga ULCB. Os valores nominais médios de tamanho de grão austenítico do aço HSLA-80 após o esboçamento tenderam a ser ligeiramente menores para o aço ULCB, mas a dispersão estatística observada não sustenta essa afirmação, uma vez que suas faixas de erro da média se confundem.

Aparentemente não foi verificado efeito da temperatura de reaquecimento sobre o tamanho de grão após a fase de esboçamento no caso do aço HSLA-80. De fato: para uma deformação de desbaste de 30% a Figura 4.3 mostra que a amostra reaquecida a 1200°C apresentou tamanho de grão menor que a reaquecida a 1100°C (52 versus 64 μm , respectivamente), enquanto que para deformação de esboçamento de 50% a diferença entre os tamanhos de grão obtidos nessas condições ficou dentro da faixa de erro das medidas.

Já no caso do aço ULCB os tamanhos de grão após desbaste das amostras reaquecidas a 1200°C sempre foram maiores do que as reaquecidas a 1100°C. Além disso, a diferença entre esses valores sempre foi maior do que a dispersão estatística associada a cada medida.

4.2.2. Microestrutura Bainítica

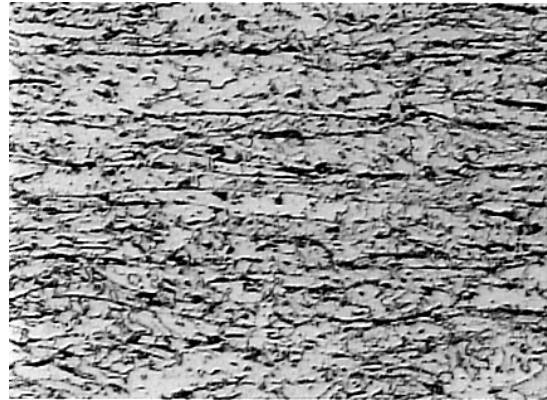
A Figura 4.5 mostra as microestruturas finais das amostras E2 correspondentes aos aços HSLA-80 e ULCB observadas ao microscópio ótico. Elas apresentam caráter acicular, muito similar ao que se espera para a bainita de aços com teor muito baixo de carbono. Na verdade, as microestruturas finais de todas as amostras resfriadas ao ar após a laminação a quente obtidas neste estudo apresentaram aspecto muito similar quando observadas ao microscópio ótico, sem diferenças significativas entre elas. Isto ocorre pois a microscopia ótica não resolve os contornos de grão e outras características fundamentais dos constituintes extremamente refinados da bainita [30,31], impedindo uma diferenciação, ainda que qualitativa, entre as microestruturas.

4.3. Diagramas TRC

As Figuras 4.6 e 4.7 mostram os diagramas de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) determinados respectivamente para os aços HSLA-80 e ULCB a partir de amostras não-deformadas.



HSLA-80



ULCB

Figura 4.5: Microestruturas bainíticas finais das amostras E2 de aços HSLA-80 e ULCB, reaquecidas a 1200°C, submetidas a 83% de deformação total por laminação controlada e temperatura de acabamento de 700°C, reveladas com ataque de nital. Aumento: 700 x.

Pode-se observar que o aço HSLA-80 é, por excelência, um aço bainítico, pois somente se detectou a formação de quantidade muito pequena (5%) de ferrita para velocidades de resfriamento iguais ou menores a 0,5°C/s.

O mesmo ocorreu para o aço ULCB, cuja temperabilidade é ainda maior, pois nem houve o aparecimento de um campo ferrítico.

A transferência dos resultados obtidos nestes diagramas para a definição dos parâmetros de processo para a laminação a quente, principalmente em termos da velocidade de resfriamento após o acabamento, tem de ser feita com cautela. Por uma limitação do dilatômetro utilizado, não foi possível deformar a quente a amostra antes da determinação do diagrama. Logo, não pôde ser levado em conta o efeito da deformação sobre a transformação da austenita que, de modo geral, se traduz numa aceleração dessa reação, diminuindo a temperabilidade do material. [69]. Além disso, tem-se de levar em conta também que a temperatura de reaquecimento utilizada (930°C) foi insuficiente para uma plena dissolução dos precipitados de nióbio [59], também em função de limitações do dilatômetro utilizado. Em consequência, esse diagrama TRC não reflete o pleno potencial de temperabilidade que é proporcionado por esse elemento nas ligas estudadas, particu-

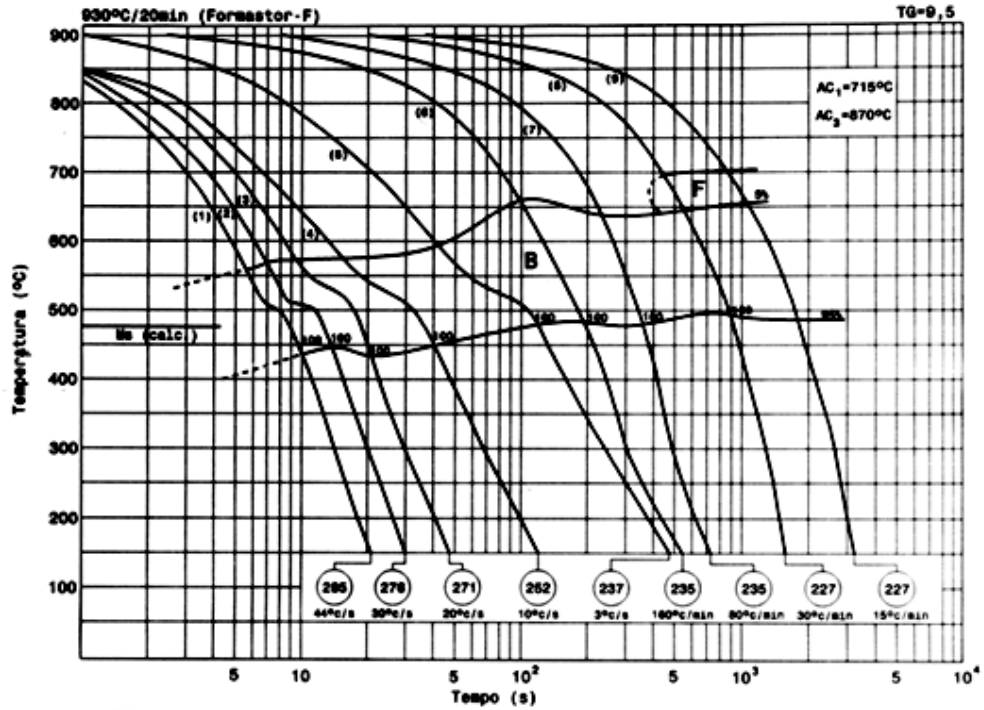


Figura 4.6: Diagrama de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) determinado para o aço HSLA-80 aqui estudado.

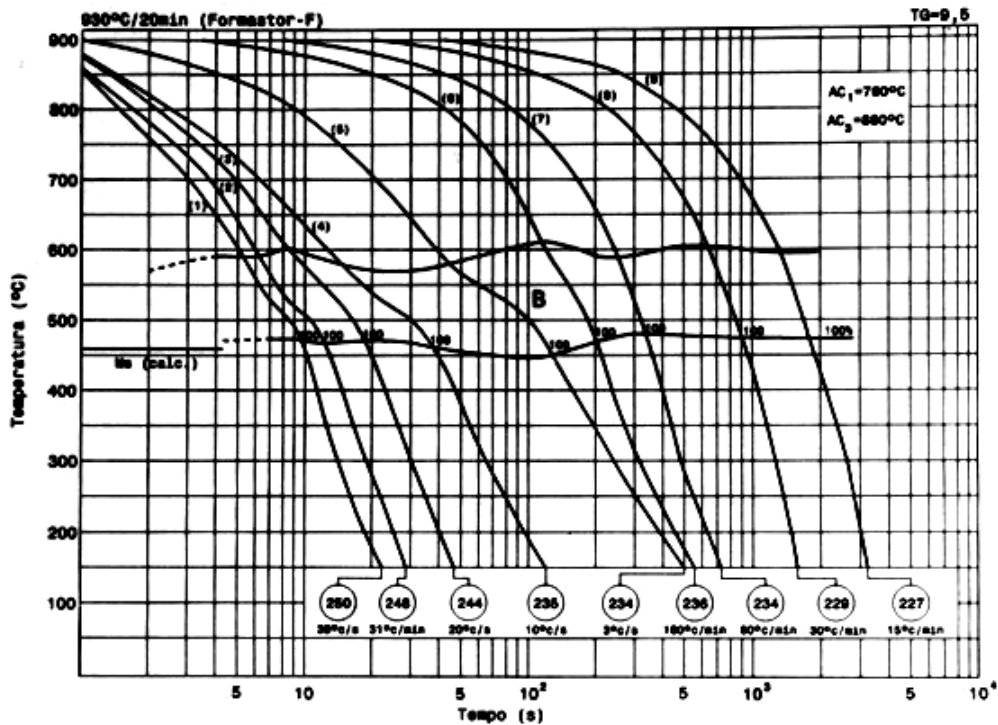


Figura 4.7: Diagrama de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) determinado para o aço ULCB aqui estudado.

larmente no caso do aço ULCB, onde o Nb e B atuam de forma sinérgica quando solubilizados na matriz austenítica [39].

4.4. Propriedades Mecânicas

4.4.1. Ensaio de Dureza

4.4.1.1. Amostras Envelhecidas

Os resultados de dureza Vickers, medida com carga de 5 kg, obtidos a partir de amostras de aços HSLA-80 e ULCB submetidas aos ensaios preliminares de envelhecimento, estão mostrados nas Tabelas 4.6 e 4.7, respectivamente.

A Figura 4.8 contém os gráficos que mostram a evolução da dureza ao longo do tempo de envelhecimento para os aços aqui estudados, para cada temperatura de tratamento estudada: 500, 600 e 700°C. Já a Figura 4.9 mostra as variações de dureza ao longo do tempo que ocorreram para os mesmos tratamentos.

As Figuras 4.8 e 4.9 mostram que, no caso do aço HSLA-80, um envelhecimento a 500°C promoveu endurecimento muito discreto. A amostra, com valor de dureza inicial de 244 HV, apresentou rápido aumento no valor dessa propriedade até 30 minutos de tratamento, atingindo então 251 HV. A dureza manteve-se praticamente constante para tempos maiores de tratamento, apresentando valor de 252 HV após duas horas de tratamento. Já o tratamento a 600°C provocou rápido aumento de dureza, que atingiu seu máximo a 30 minutos de tratamento: 271 HV. A partir daí a dureza apresentou leve queda, atingindo 263 HV após duas horas de tratamento. Finalmente, o envelhecimento a 700°C levou inicialmente a um pequeno aumento de dureza, que atingiu seu máximo a 5 minutos de tratamento, com valor de 254 HV. A partir desse momento a dureza caiu progressivamente, fazendo com que o material envelhecido por duas horas apresentasse valor ainda menor do que no início do tratamento: 237 HV.

Tabela 4.6: Dados sobre a evolução da dureza ao longo dos ensaios preliminares de envelhecimento para o aço HSLA-80.

T [°C]	Tempo [min]	#1	#2	#3	#4	#5	#6	#7	#8	#9	#10	Média [HV _{5kg}] \pm [%]
Ambiente	0	241	246	244	246	244	246	241	244	246	244	244 \pm 1
500	5	254	251	249	249	249	251	251	251	246	254	251 \pm 1
500	15	249	249	249	246	249	251	249	249	251	249	249 \pm 0
500	30	251	251	249	249	254	251	254	251	249	246	251 \pm 1
500	60	243	243	243	254	254	254	251	254	251	243	249 \pm 1
500	120	251	254	254	249	257	246	249	257	251	251	252 \pm 1
600	5	257	260	257	251	257	257	257	254	260	254	256 \pm 1
600	15	260	265	265	262	257	262	251	262	265	262	261 \pm 1
600	30	271	271	274	271	268	271	268	274	271	268	271 \pm 1
600	60	265	268	271	274	268	268	271	265	268	268	269 \pm 1
600	120	262	260	265	260	257	262	262	268	265	268	263 \pm 1
700	5	257	260	257	254	254	251	254	251	251	254	254 \pm 1
700	15	251	249	244	249	249	251	254	251	251	249	250 \pm 1
700	30	241	241	241	249	249	249	246	241	241	249	245 \pm 1
700	60	241	241	241	241	241	244	244	239	239	239	241 \pm 1
700	120	236	234	236	234	236	234	241	241	239	239	237 \pm 1

Os resultados indicam que o envelhecimento a 500°C não é suficiente para proporcionar endurecimento por precipitação significativo, muito provavelmente pelo fato da temperatura ser baixa demais para promover rápida difusão dos átomos de cobre para a formação de aglomerados (*clusters*). A temperatura de 700°C foi excessiva: o endurecimento por precipitação foi anulado, para tempos de tratamento acima de 5 minutos, por um revenimento simultâneo da matriz bainítica e super-envelhecimento. A temperatura de envelhecimento de 600°C revelou-se a mais adequada, promovendo rápido aumento no valor de dureza até seu valor máximo, após 30 minutos de tratamento: 271 HV. Tempos maiores levaram ao superenvelhecimento, fazendo com que a

amostra apresentasse dureza de 263 HV após duas horas de tratamento.

A Figura 4.8 mostra que a curva de dureza ao longo do tempo de envelhecimento para o aço HSLA-80 apresentou apenas um pico, independentemente da temperatura de tratamento empregada, apesar de haver duas fases se precipitando: a fase ϵ rica em cobre e precipitado de Nb. Tal fato, efetivamente, já havia sido constatado na literatura [55].

Tabela 4.7: Dados sobre a evolução da dureza ao longo dos ensaios preliminares de envelhecimento para o aço ULCB.

T [°C]	Tempo [min]	#1	#2	#3	#4	#5	#6	#7	#8	#9	#10	Média [HV _{5kg}] ±[%]
Ambiente	0	260	257	260	260	257	260	260	262	260	260	260±0
500	5	254	260	262	262	251	254	254	257	257	262	257±1
500	15	265	271	271	271	271	268	262	265	268	262	267±1
500	30	257	262	283	283	277	271	274	274	280	280	274±2
500	60	286	280	286	283	283	289	286	289	286	289	286±1
500	120	296	296	296	296	299	296	299	289	293	293	295±1
600	5	283	289	286	289	286	286	286	286	283	286	286±0
600	15	286	289	296	289	286	286	286	286	285	289	288±1
600	30	286	286	289	293	293	293	286	286	286	286	288±1
600	60	289	283	286	289	293	293	293	293	296	296	291±1
600	120	293	283	283	286	289	289	293	293	293	293	290±1
700	5	262	268	268	257	268	268	265	262	268	268	265±1
700	15	260	257	257	249	257	249	260	268	265	262	258±2
700	30	246	254	254	254	249	251	251	254	251	254	252±1
700	60	244	244	246	241	241	246	249	246	254	257	247±1
700	120	249	249	249	244	241	236	241	239	236	241	243±1

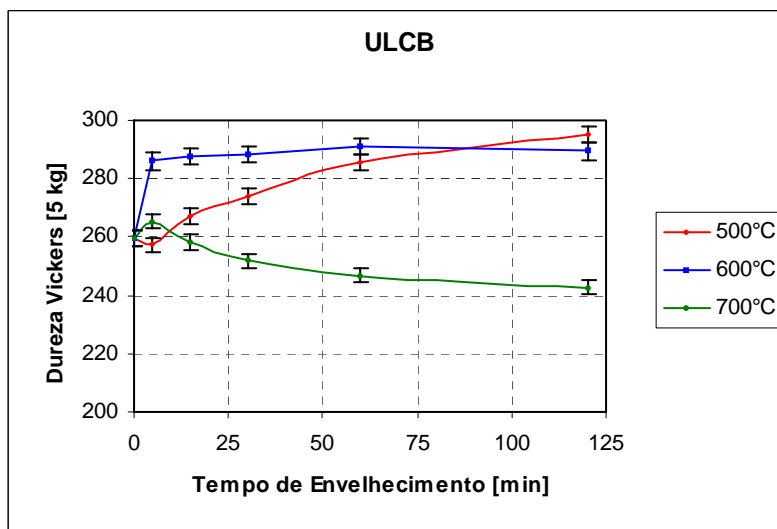
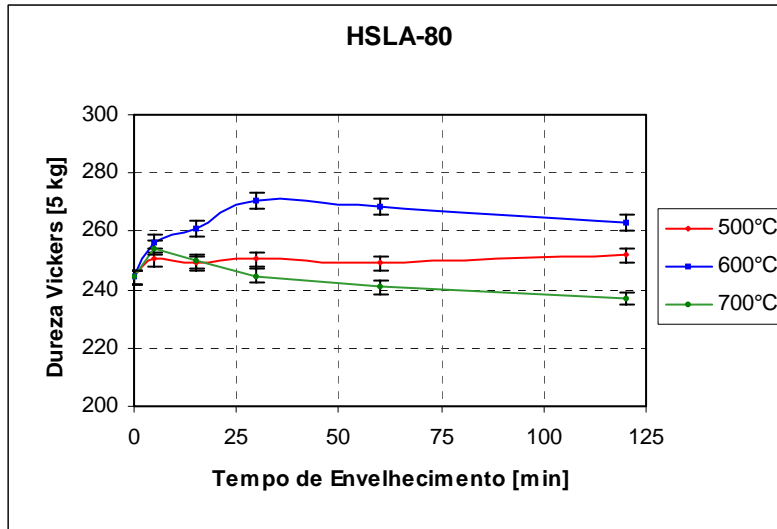


Figura 4.8: Evolução da dureza ao longo do tempo de envelhecimento verificada para os aços estudados neste trabalho. Temperaturas empregadas: 500, 600 e 700°C.

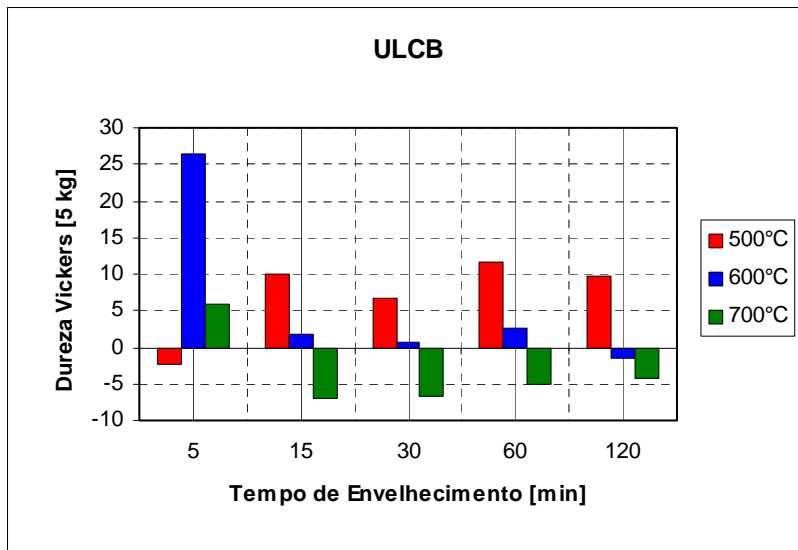
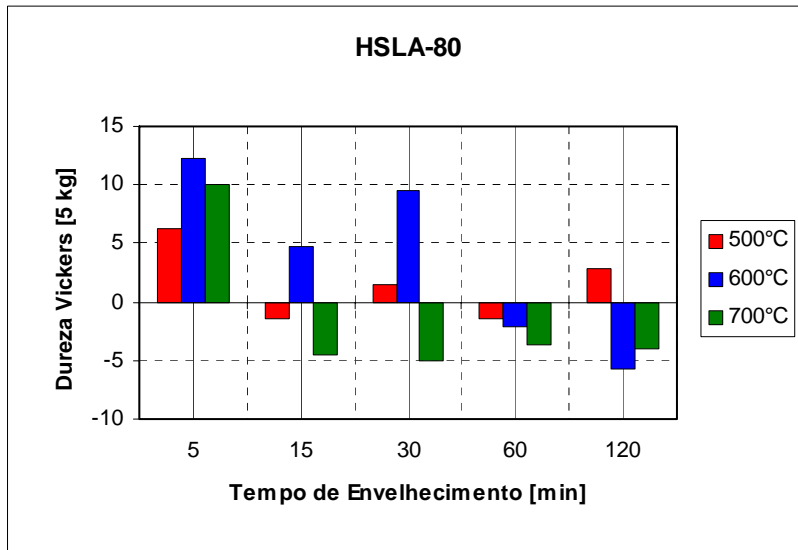


Figura 4.9: Variação da dureza ao longo do tempo de envelhecimento verificada para os aços estudados neste trabalho. Temperaturas empregadas: 500, 600 e 700°C.

O comportamento do aço ULCB durante o envelhecimento foi diferente, certamente pelo fato de que aqui se precipita predominantemente compostos de nióbio ao invés de cobre mais precipitados de nióbio, que deve ser o caso do aço HSLA-80. O envelhecimento dessa liga a 500°C promoveu um contínuo aumento de sua dureza, desde o valor inicial de 260 HV até 295

HV após duas horas de tratamento. O aumento da temperatura de envelhecimento para 600°C acelerou significativamente o envelhecimento, com a dureza se elevando de 260 para 286 HV em apenas cinco minutos. Esse súbito endurecimento também levou à suspeita da ocorrência de alguma reação independente de difusão, como a transformação de austenita retida do constituinte MA em martensita. Seguiu-se a partir daí um suave aumento na dureza da amostra, que atingiu 291 HV após uma hora de tratamento, estabilizando-se a partir de então e conseguindo-se 290 HV após duas horas de tratamento. Já o comportamento das amostras de aço ULCB durante o envelhecimento sob temperatura máxima, 700°C, foi similar ao do aço HSLA-80: um pequeno aumento de dureza após cinco minutos de tratamento, de 260 para 265 HV, seguido de queda para tempos maiores de tratamento, atingindo-se valor de apenas 243 HV após duas horas de envelhecimento, menor do que o observado na amostra no estado como laminada. Neste último caso parece ter ocorrido o mesmo fenômeno visto no aço HSLA-80, ou seja, o endurecimento por precipitação foi contrabalançado pelo revenimento da matriz bainítica e super-envelhecimento dos precipitados que, no caso do aço ULCB, devem ter sido precipitados de elementos de micro-liga.

Ao se comparar os aços HSLA-80 e ULCB é interessante notar que, no estado como laminado, o aço ULCB é ligeiramente mais duro que o HSLA-80: 260 *versus* 244 HV, respectivamente. A diferença de dureza aumenta após se efetuar um envelhecimento de 600°C por uma hora: 291 *versus* 268 HV, respectivamente. Este tipo de endurecimento já era previsto na literatura [39,41], mas deve-se levar em conta que ocorre, em contrapartida, queda na tenacidade do material.

A partir dos resultados aqui obtidos, decidiu-se envelhecer a 600°C por uma hora as amostras de aço HSLA-80 destinadas aos ensaios de tração e de impacto, objetivando-se aproveitar a maior parte do potencial de endurecimento por precipitação mas permitindo um certo grau de superenvelhecimento para não afetar demais a tenacidade, que certamente deve cair com esse tipo de mecanismo de endurecimento. As amostras de aço ULCB destinadas aos ensaios mecânicos não foram envelhecidas, pois seu nível de resistência mecânica no estado como laminado já deve estar próximo dos valores objetivados.

Teria sido muito interessante determinar também tanto as propriedades mecânicas das a-

mostras de aço HSLA-80 no estado como laminado e do aço ULCB após envelhecimento. Infelizmente a quantidade de material que se dispunha para as experiências foi insuficiente para se incluir esses ensaios adicionais.

4.4.1.2. Amostras Laminadas

As Tabelas 4.8 e 4.9 mostram os resultados de dureza Vickers, medida com carga de 5 kg, respectivamente obtidos a partir de amostras submetidas aos ensaios de laminação a quente mais envelhecimento, no caso das amostras de aço HSLA-80, e somente laminação a quente, no caso das amostras de aço ULCB.

A Figura 4.10 mostra o efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dureza das amostras de aço HSLA-80 no estado como laminado e após envelhecimento por uma hora a 600°C. Pode-se observar que o aumento da temperatura de reaquecimento de 1100 para 1200°C afetou muito pouco a dureza das amostras, tanto no estado como laminado quanto envelhecido. A diferença de dureza entre as amostras como laminadas e envelhecidas manteve-se constante para as duas condições de reaquecimento, com diferença em torno de 20 HV.

Isto parece indicar que o aumento de dureza proporcionado pelo envelhecimento foi provocado basicamente pela precipitação de cobre, cuja solubilização na austenita é mais fácil do que a do nióbio. Caso os precipitados de nióbio exercessem influência significativa no endurecimento proporcionado pelo envelhecimento, dever-se-ia esperar maior dureza nas amostras solubilizadas a 1200°C, o que não foi o caso.

Já a deformação total aplicada durante os ensaios de laminação a quente aumentaram a dureza das amostras, tanto no estado como laminado quanto envelhecidas, conforme mostra a Figura 4.11. Isto já seria de se esperar, em função do maior grau de refino microestrutural que a conformação a quente proporciona [33]. Por outro lado, a diferença de dureza entre o material como laminado e envelhecido manteve-se constante, da ordem de 20 HV, indicando que esse refino microestrutural não deve ter exercido efeito significativo na cinética de precipitação de cobre.

Tabela 4.8: Dados sobre a dureza de amostras de aço HSLA-80 laminadas e envelhecidas a 600°C por uma hora.

Amostra	#1	#2	#3	#4	#5	#6	#7	#8	#9	#10	Média [HV _{5 kg}] \pm [%]
A 1.1	265	262	262	262	254	254	257	254	257	257	258 \pm 1
A 2.1	257	257	257	254	254	249	249	254	254	254	254 \pm 1
B 1.1	254	257	262	260	268	271	265	277	265	254	263 \pm 2
B 2.1	262	262	262	260	265	268	262	262	262	265	263 \pm 1
C 1.1	251	251	260	251	246	249	241	241	251	251	249 \pm 1
C 2.1	249	249	254	254	260	260	257	262	260	265	257 \pm 1
D 1.1	260	262	262	260	251	260	260	262	262	262	262 \pm 1
D 2.1	265	257	265	265	265	257	262	262	262	262	262 \pm 1
E 1.1	262	262	260	260	260	271	274	274	274	268	267 \pm 2
E 2.1	268	268	262	260	262	265	262	268	265	268	265 \pm 1
F 1.1	254	254	257	251	260	260	260	262	260	257	258 \pm 1
F 2.1	271	271	268	268	271	265	260	260	257	260	265 \pm 1
G 1.1	262	262	262	262	265	265	265	260	260	260	262 \pm 1
G 2.1	268	268	268	271	268	265	268	265	262	265	267 \pm 1
G 3.1	265	268	265	265	268	268	265	265	265	265	266 \pm 0
G 4.1	260	260	260	257	265	257	265	271	262	265	262 \pm 1

O efeito da temperatura de acabamento sobre a dureza das amostras de aço HSLA-80, tanto laminadas a quente como envelhecidas, foi praticamente inexistente, conforme mostra a Figura 4.12. A diferença de dureza entre as duas condições de processamento manteve-se no patamar de 20 HV.

Tabela 4.9: Dados sobre a dureza de amostras laminadas de aço ULCB.

Amostra	#1	#2	#3	#4	#5	#6	#7	#8	#9	#10	Média
---------	----	----	----	----	----	----	----	----	----	-----	-------

											[HV ₅ KG] ±[%]
A 1.2	257	246	246	251	251	246	241	241	241	254	247±1
A 2.2	254	262	262	257	257	262	262	260	257	254	259±1
B 1.2	241	239	241	244	244	244	251	249	244	249	245±1
B 1.2	244	244	241	236	249	244	244	246	246	246	244±1
C 1.2	239	239	239	239	246	236	239	246	244	244	241±1
C 2.2	244	241	241	251	249	251	249	251	251	251	248±1
D 1.2	239	239	239	241	239	239	239	239	239	236	239±0
D 2.2	244	244	244	244	249	246	246	246	246	246	246±0
E 1.2	249	249	249	246	249	249	251	254	254	254	250±1
E 2.2	257	257	254	251	246	244	254	257	244	257	252±1
G 1.2	257	246	246	260	251	251	249	249	254	246	251±1
G 2.2	246	244	249	249	244	239	241	241	246	244	244±1
G 1.2	236	244	244	244	249	249	251	246	246	249	246±1
G 2.2	246	246	246	241	239	239	239	246	241	249	243±1
G 3.2	246	246	251	246	246	249	246	254	246	246	248±1
G 4.2	251	251	254	249	249	257	257	257	257	257	254±1

A Figura 4.13 mostra que, ao contrário do ocorrido para o aço HSLA-80 como laminado, a dureza do aço ULCB apresentou dependência em relação à temperatura de reaquecimento: as amostras reaquecidas a 1200°C apresentaram maiores valores desse parâmetro. Certamente tal fato está relacionado com o maior grau de solubilização de Nb e B conseguido a 1200°C, elementos que exercem papel fundamental na temperabilidade desse tipo de liga, além da maior contribuição que pode ter ocorrido por maior grau de endurecimento por precipitação.

Note-se ainda que, no estado como laminado, o aço ULCB apresentou maior nível de dureza em relação ao HSLA-80. Essa diferença média, da ordem de 6 HV quando o reaquecimento foi feito a 1100°C, aumentou para cerca de 11 HV para amostras reaquecidas a 1200°C.

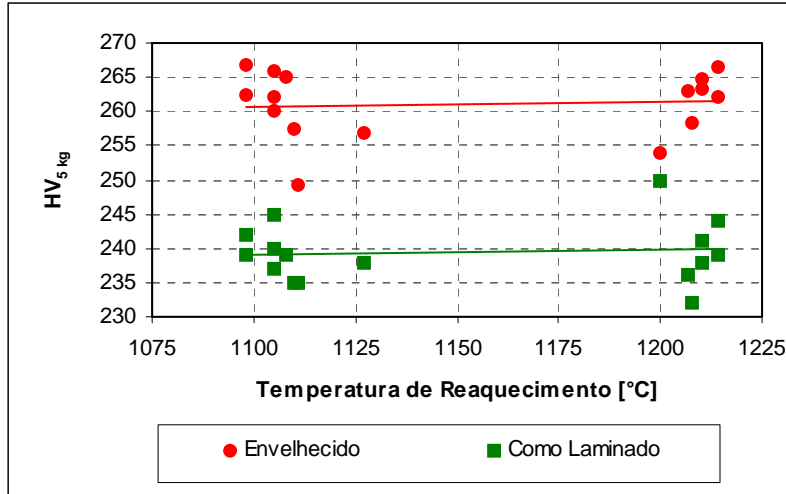


Figura 4.10: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dureza Vickers das amostras de aço HSLA-80, no estado como laminado e após envelhecimento a 600°C por uma hora.

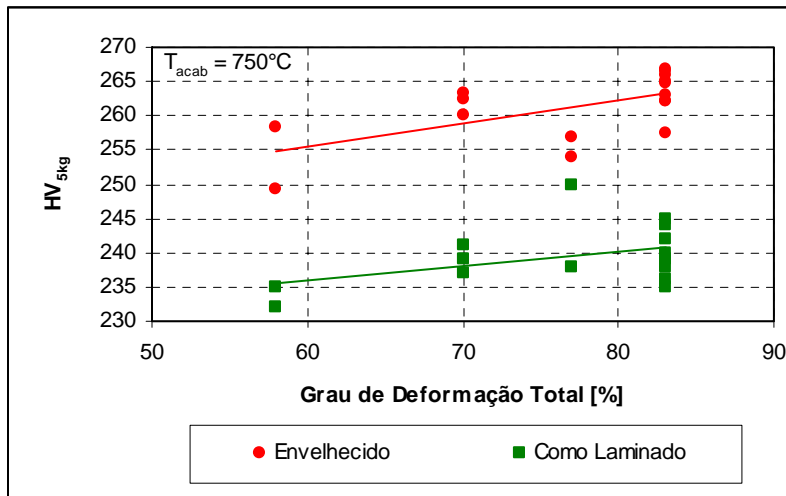


Figura 4.11: Efeito da deformação total sobre a dureza Vickers das amostras de aço HSLA-80, no estado como laminado e após envelhecimento a 600°C por uma hora.

Como já seria de se esperar, o aumento do grau de deformação total aplicado durante a laminação a quente concorreu para aumentar a dureza tanto do aço HSLA-80 como do ULCB, ambos no estado como laminado. Tal aumento de dureza com a elevação do grau de redução a quente, o qual pode ser visto na Figura 4.14, certamente decorre do maior grau de refino estrutural

conseguido sob tais condições. O efeito constatado sobre a dureza foi aproximadamente similar para as duas ligas.

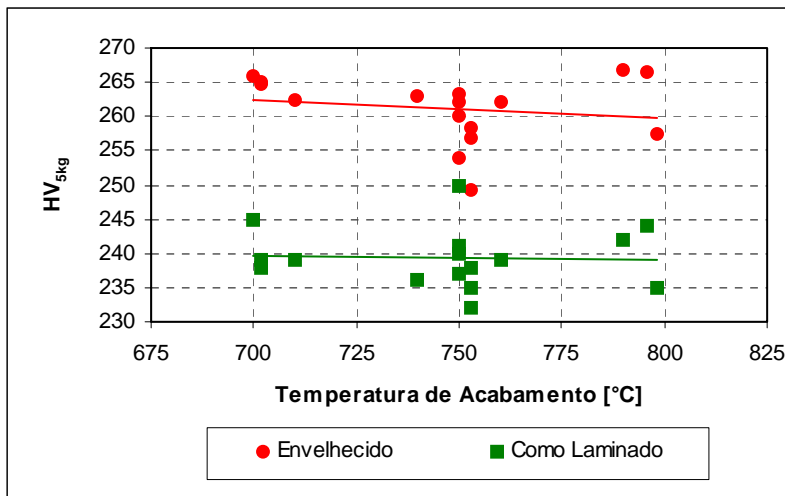


Figura 4.12: Efeito da temperatura de acabamento sobre a dureza Vickers das amostras de aço HSLA-80, no estado como laminado e após envelhecimento a 600°C por uma hora.

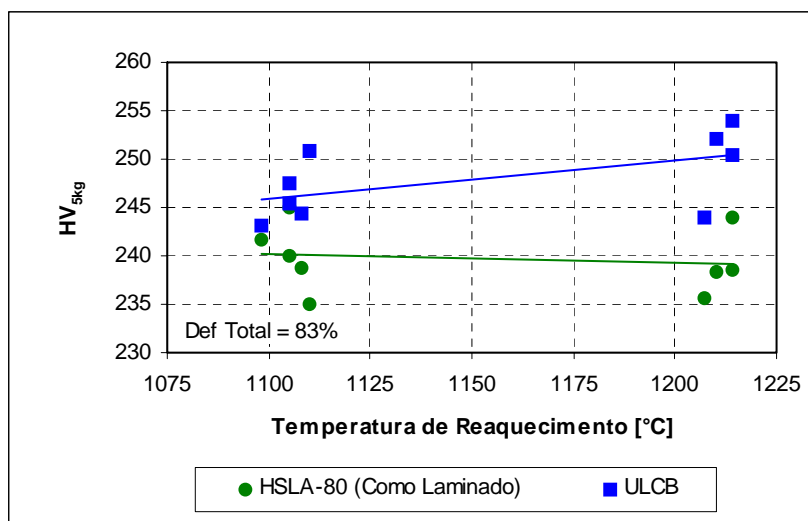


Figura 4.13: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 e ULCB, ambos no estado como laminado.

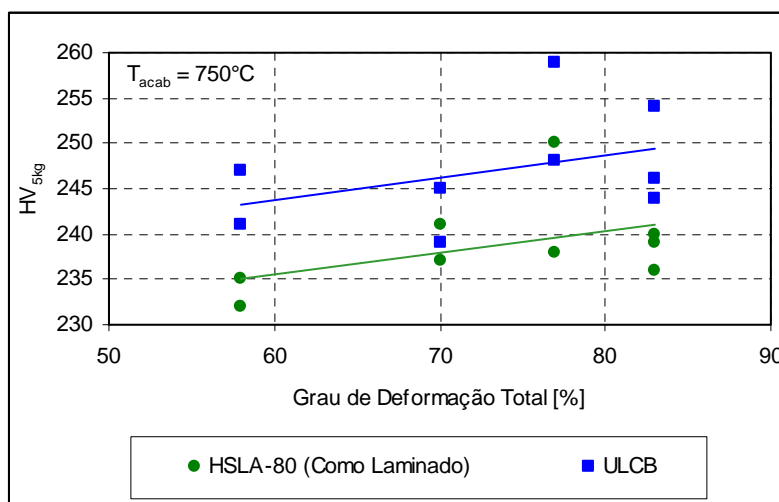


Figura 4.14: Efeito do grau total de deformação sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 e ULCB, ambos no estado como laminado.

Por sua vez, o efeito da temperatura de acabamento não foi significativo para a dureza das amostras como laminadas de aços HSLA-80 e ULCB, conforme mostrado na Figura 4.15, pelo menos dentro da faixa de temperaturas considerada neste trabalho.

O envelhecimento das amostras laminadas de aço HSLA-80 fez com que sua dureza superasse a do aço ULCB como laminado, conforme pode ser verificado na Figura 4.16. Como já foi visto anteriormente, a temperatura de reaquecimento não exerceu influência significativa sobre a dureza das amostras de aço HSLA-80 envelhecido. Desse modo, a diferença de dureza entre as amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado passou de 17 para 13 HV quando se aumentou a temperatura de reaquecimento de 1100 para 1200°C. De todo modo, é um valor muito pequeno e dentro da faixa de erro experimental do ensaio de dureza.

Os valores de dureza do aço HSLA-80 envelhecido sempre foram superiores aos do aço ULCB como laminado, independentemente dos valores de deformação total a quente e temperatura de acabamento utilizados nos ensaios de laminação a quente, conforme mostram as Figuras 4.17 e 4.18.

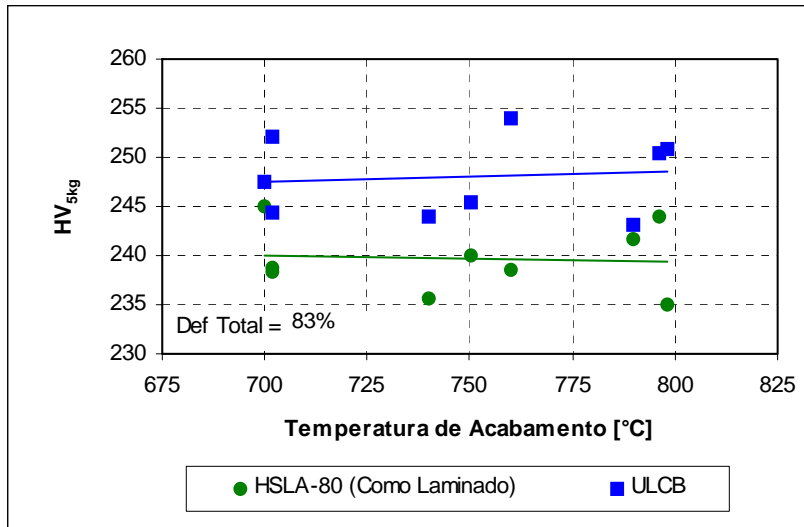


Figura 4.15: Efeito da temperatura de acabamento sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 e ULCB, ambos no estado como laminado.

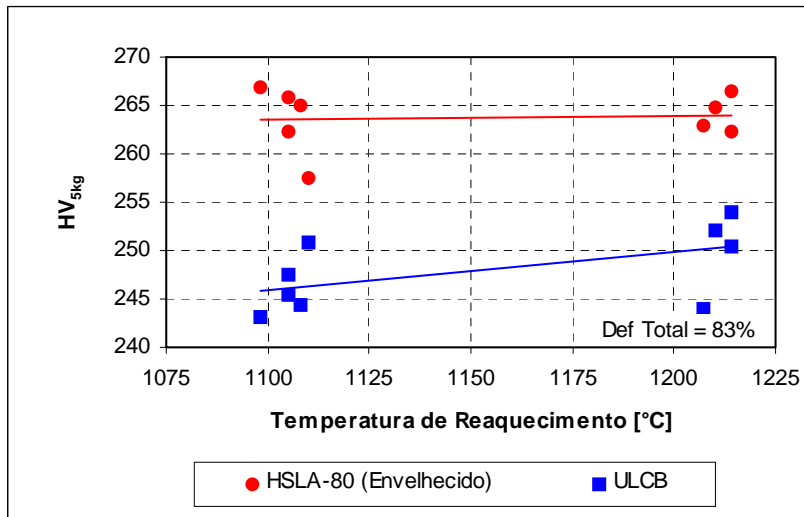


Figura 4.16: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

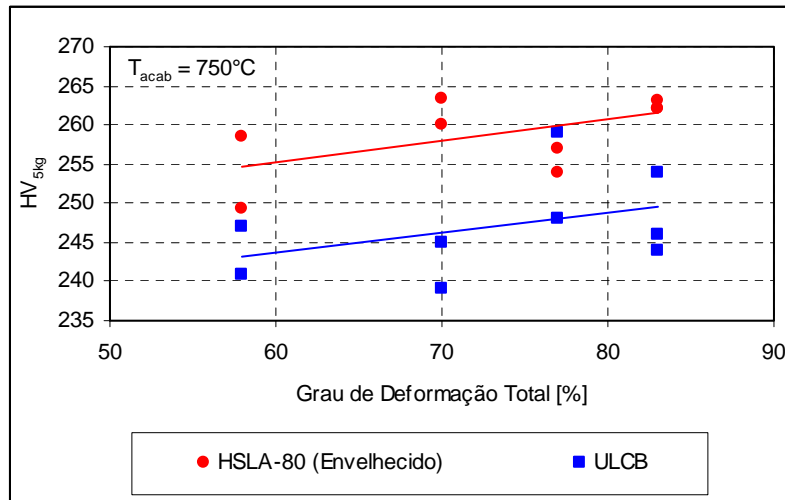


Figura 4.17: Efeito do grau de deformação total sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

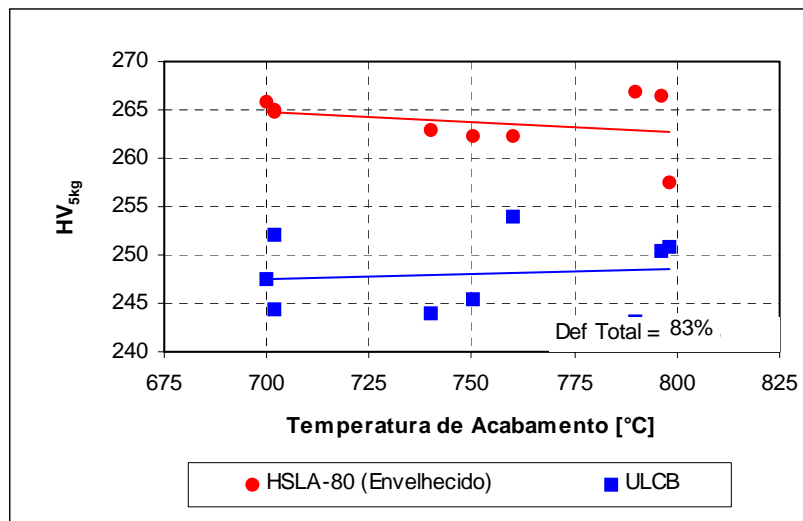


Figura 4.18: Efeito da temperatura de acabamento sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

4.4.2. Ensaio de Tração

4.4.2.1. Limite de Escoamento

A Tabela 4.10 mostra os resultados de limite de escoamento obtidos a partir dos ensaios de tração de amostras submetidas aos ensaios de laminação a quente mais envelhecimento, no caso das amostras de aço HSLA-80, e somente laminação a quente, no caso das amostras de aço ULCB. As curvas tensão versus deformação obtidas de todas as amostras de ambos os aços foram contínuas, ou seja, não houve a ocorrência de patamar de escoamento; logo, os valores de limite de escoamento aqui considerados foram os correspondentes a 0,2% de alongamento.

Tabela 4.10: Dados de limite de escoamento relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado.

HSLA-80 (envelh.)	#1	#2	#3	Média [MPa]±[%]
A 1.1	657	699	671	676±4
A 2.1	687	708	705	700±2
B 1.1	662	672	674	669±1
B 2.1	667	728	700	698±5
C 1.1	658	672	618	649±5
C 2.1	695	699	703	699±1
D 1.1	683	655	644	661±4
D 2.1	697	713	724	711±2
E 1.1	699	690	707	699±1
E 2.1	713	715	701	710±1
F 1.1	695	719	694	703±2
F 2.1	700	731	704	712±2
G 1.1	685	652	678	672±3
G 2.1	725	724	663	704±6
G 3.1	715	729	667	704±5
G 4.1	707	732	700	713±3

ULCB	#1	#2	#3	Média [MPa]±[%]
A 1.2	563	596	564	574±4
A 2.2	563	575	550	563±3
B 1.2	553	559	555	556±1
B 2.2	580	596	589	588±2
C 1.2	549	543	547	546±1
C 2.2	568	570	571	570±0
D 1.2	552	547	536	545±2
D 2.2	570	577	555	567±2
E 1.2	542	597	583	574±6
E 2.2	578	587	577	581±1
F 1.2	567	583	565	572±2
F 2.2	556	578	538	557±4
G 1.2	564	566	542	557±3
G 2.2	572	558	558	563±2
G 3.2	561	584	571	572±2
G 4.2	591	575	562	576±3

A Figura 4.19 mostra o efeito da temperatura de reaquecimento sobre o limite de escoamento das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. O limite de escoamento do primeiro aço foi bem superior ao do segundo; a diferença média foi da ordem de 125 MPa. De forma análoga ao já observado para a dureza, a temperatura de reaquecimento afetou

apenas o limite de escoamento das amostras de aço ULCB e, ainda assim, de forma discreta. A razão parece ser a mesma já observada anteriormente: a maior temperatura de reaquecimento leva a maior solubilização de Nb e B no aço ULCB, elevando sua temperabilidade e promovendo maior endurecimento por precipitação na ferrita.

Conforme já verificado no caso da dureza, a elevação do grau de deformação a quente provocou aumento no limite de escoamento tanto no aço HSLA-80 envelhecido quanto no ULCB como laminado, conforme mostrado na Figura 4.20. Isso pode ser explicado pelo maior refino microestrutural proporcionado pelo maior grau de redução a quente. O efeito do grau de deformação a quente parece ter sido ligeiramente maior para o caso do aço HSLA-80 envelhecido, como se pode depreender da declividade um pouco mais acentuada na reta de regressão obtida no gráfico da Figura 4.20. Na verdade, o aumento do limite de escoamento proporcionado pelo refino do tamanho de grão austenítico promovido pelos maiores graus totais de deformação a quente poderia ser maior. Ao se aplicar maior grau de deformação ao material tem-se maior grau de refino de grão e a intensificação da precipitação de compostos de Nb induzida pela deformação, ou seja, redução no teor de nióbio solúvel após a laminação a quente. Esses fatores levam à redução na temperabilidade da liga, atuando portanto no sentido de neutralizar o aumento da resistência mecânica do material decorrente diretamente do refino de grão austenítico [32,46].

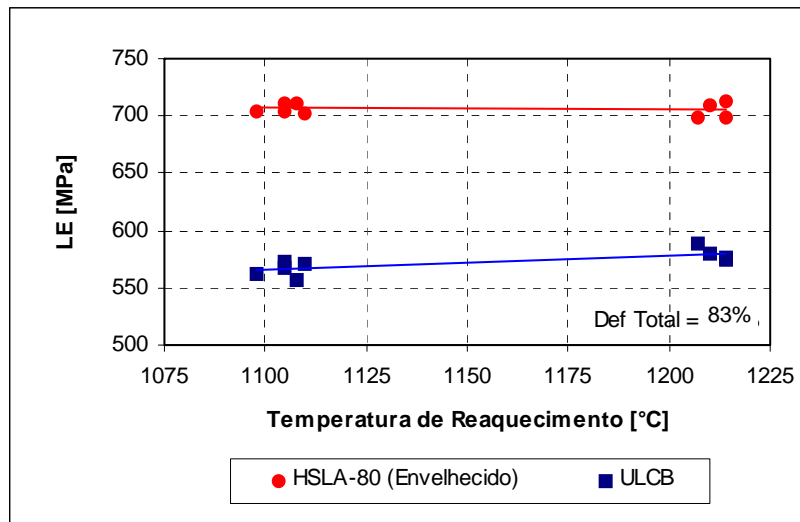


Figura 4.19: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre o limite de escoamento das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

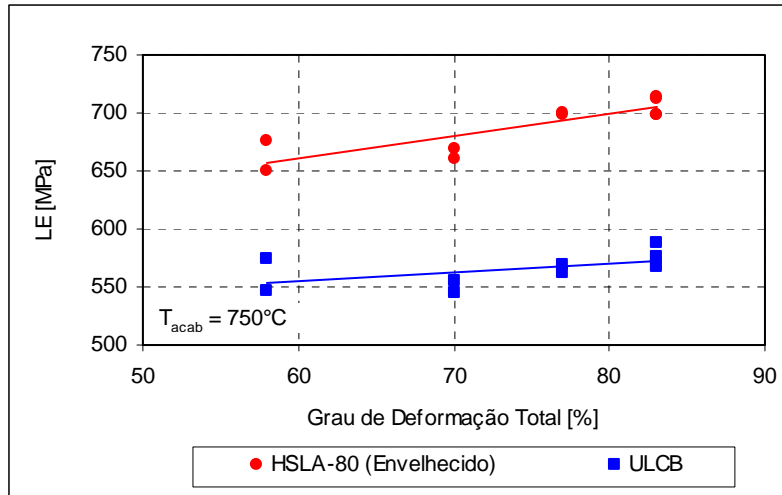


Figura 4.20: Efeito do grau de deformação total sobre o limite de escoamento das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

O efeito da temperatura de acabamento sobre o limite de escoamento não foi significativo para ambos os aços. Essa constatação, mostrada na Figura 4.21, confirma os resultados obtidos em termos da influência desse mesmo parâmetro de ensaio sobre a dureza, já comentados anteriormente.

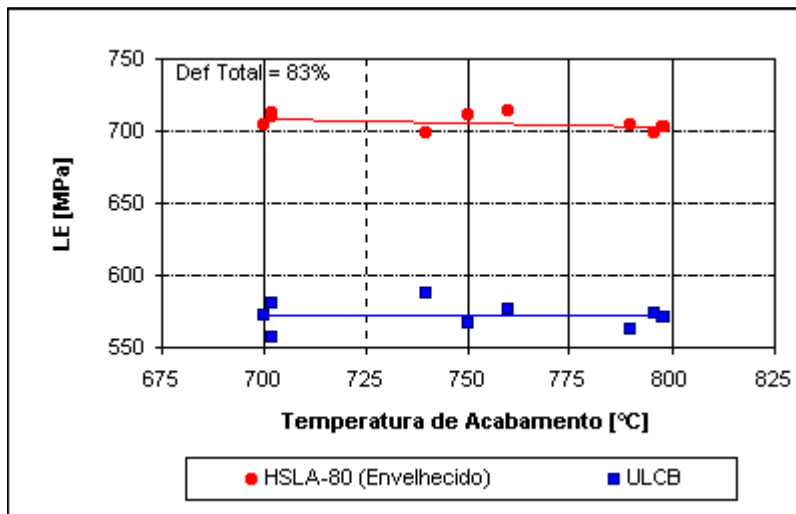


Figura 4.21: Efeito da temperatura de acabamento sobre o limite de escoamento das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

4.4.2.2. Limite de Resistência

A Tabela 4.11 mostra os resultados obtidos em termos do limite de resistência a partir dos ensaios de tração de amostras submetidas aos ensaios de laminação a quente mais envelhecimento, no caso das amostras de aço HSLA-80, e somente laminação a quente, no caso das amostras de aço ULCB.

Tabela 4.11: Dados de limite de resistência relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado.

HSLA-80 (envelh.)	#1	#2	#3	Média [MPa]±[%]
A 1.1	783	780	769	777±1
A 2.1	780	789	801	790±2
B 1.1	770	783	781	778±1
B 2.1	804	802	793	800±1
C 1.1	759	773	768	767±1
C 2.1	793	790	787	790±0
D 1.1	780	779	769	776±1
D 2.1	781	800	805	795±2
E 1.1	788	797	803	796±1
E 2.1	800	799	790	796±1
F 1.1	780	794	791	788±1
F 2.1	787	807	803	799±2
G 1.1	779	780	773	777±1
G 2.1	796	796	774	789±2
G 3.1	799	802	793	798±1
G 4.1	810	806	801	806±1

ULCB	#1	#2	#3	Média [MPa]±[%]
A 1.2	771	774	772	772±0
A 2.2	786	789	785	787±0
B 1.2	774	777	775	775±0
B 2.2	799	799	811	803±1
C 1.2	759	763	762	761±0
C 2.2	779	783	786	783±1
D 1.2	766	759	756	760±1
D 2.2	781	783	782	782±0
E 1.2	796	805	807	803±1
E 2.2	805	798	785	796±2
F 1.2	798	798	783	793±1
F 2.2	790	785	773	783±1
G 1.2	774	768	759	767±1
G 2.2	792	786	774	784±1
G 3.2	788	788	782	786±1
G 4.2	806	794	789	796±1

A temperatura de reaquecimento parece ter exercido certo efeito no limite de resistência de ambos os aços, como se pode constatar ao se observar a Figura 4.22. Os valores dessa propriedade aumentaram ligeiramente para ambas as ligas quando a temperatura de reaquecimento foi elevada de 1100 para 1200°C. O efeito foi discretamente maior para o aço ULCB. De fato, enquanto que para uma temperatura de reaquecimento de 1100°C os valores de limite de resistência das amostras de aço ULCB eram claramente inferiores aos das amostras de aço HSLA-80 envelhecido, a 1200°C essa inferioridade já não ficou tão evidente. Isto parece indicar, mais uma vez, que o efeito do endurecimento por precipitação de compostos de Nb é importante no caso do aço

ULCB, enquanto que no aço HSLA-80 ele assume papel coadjuvante.

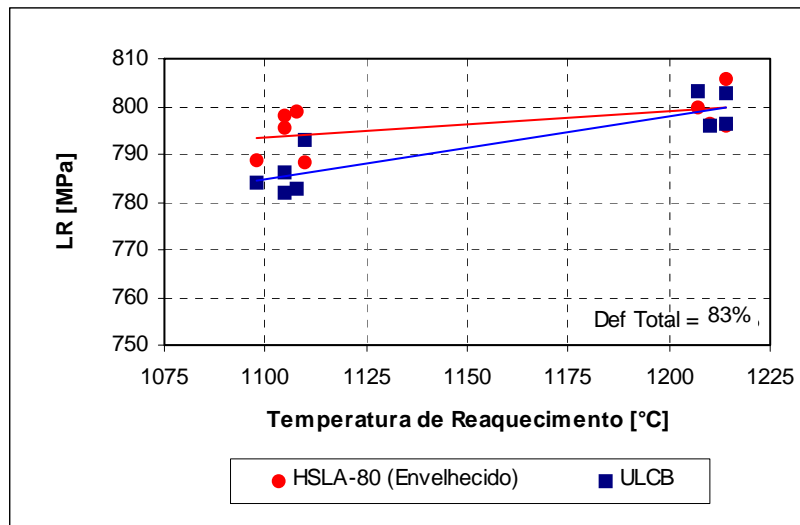


Figura 4.22: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre o limite de resistência das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

De forma análoga ao já observado para o limite de escoamento, maiores graus totais de deformação a quente também promoveram elevação no limite de resistência, conforme evidenciado na Figura 4.23. O efeito parece ter sido similar para ambas as ligas, HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

A temperatura de acabamento não afetou significativamente o limite de resistência de ambos os aços aqui estudados, conforme ilustrado na Figura 4.24. As variações verificadas parecem estar dentro da flutuação experimental associada aos dados. Note-se que a temperatura de acabamento também não exerceu efeito significativo sobre a magnitude do limite de escoamento, ao menos dentro da faixa de valores aqui estudada.

4.4.2.3. Razão Elástica

A Tabela 4.12 mostra os resultados obtidos em termos da razão elástica (ou seja, a razão limite de escoamento/limite de resistência) a partir dos ensaios de tração de amostras submetidas aos ensaios de laminação a quente mais envelhecimento, no caso das amostras de aço HSLA-80,

e somente laminação a quente, no caso das amostras de aço ULCB.

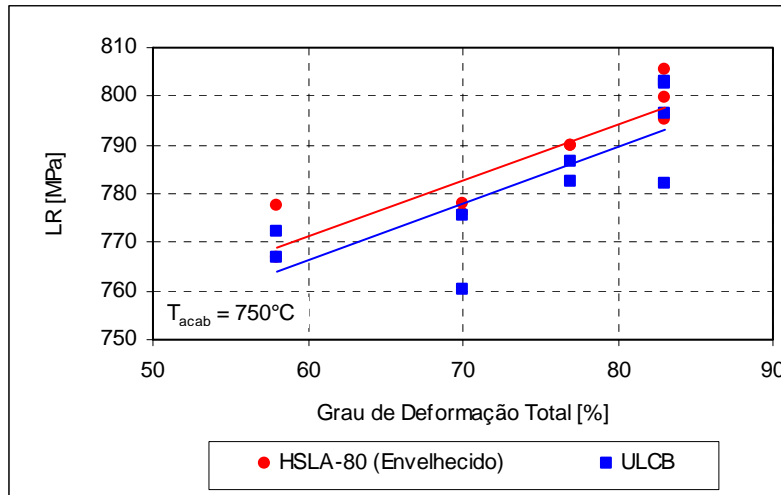


Figura 4.23: Efeito do grau total de deformação a quente sobre o limite de resistência das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

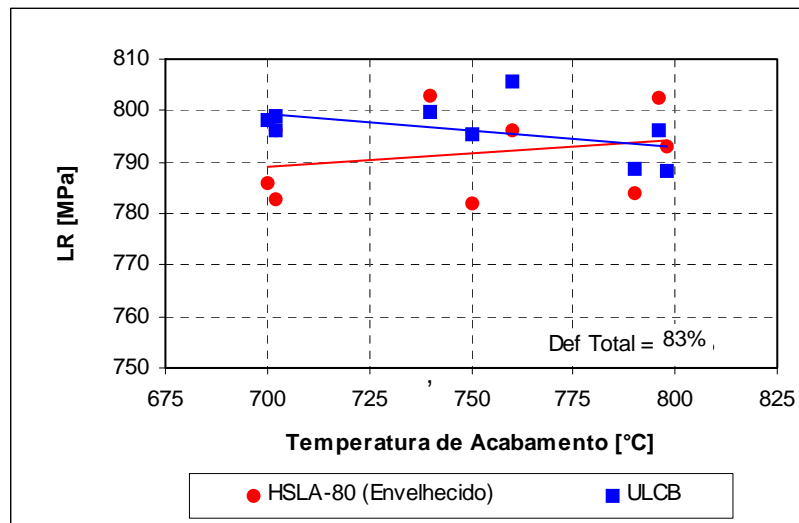


Figura 4.24: Efeito da temperatura de acabamento sobre o limite de resistência das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

A Figura 4.25 mostra o efeito da temperatura de reaquecimento sobre a razão elástica das amostras de aço HSLA-80, laminadas e envelhecidas, e ULCB, somente laminadas. Em primeiro lugar, é interessante notar que houve uma nítida diferença na magnitude desse parâmetro entre os dois aços estudados: enquanto que os valores observados para o aço HSLA-80 estão por volta de 88 a 89%, os do aço ULCB estão em torno de 72 a 73%. Do ponto de vista prático, este é um ponto desfavorável para o aço HSLA-80 envelhecido, pois altas razões elásticas significam es-

treita faixa de valores de tensão entre o início da deformação do material e sua ruptura, fato que pode comprometer a segurança das estruturas feitas com este tipo de aço. Outro problema decorrente desse fato é a maior probabilidade da ocorrência do chamado efeito mola (*spring-back*) durante a conformação de peças feitas com essa liga.

Tabela 4.12: Dados de razão elástica relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado.

HSLA-80 (envelh.)	#1	#2	#3	Média [%]±[%]
A 1.1	84	90	87	87±4
A 2.1	88	90	88	89±1
B 1.1	86	86	86	86±0
B 2.1	83	91	88	87±5
C 1.1	87	87	80	85±5
C 2.1	88	88	89	88±1
D 1.1	88	84	84	85±3
D 2.1	89	89	90	89±1
E 1.1	89	87	88	88±1
E 2.1	89	89	89	89±1
F 1.1	89	91	88	89±2
F 2.1	89	91	88	89±2
G 1.1	88	84	88	86±3
G 2.1	91	91	86	89±4
G 3.1	89	91	84	88±5
G 4.1	87	91	87	88±3

ULCB	#1	#2	#3	Média [%]±[%]
A 1.2	73	77	73	74±4
A 2.2	72	73	70	72±2
B 1.2	71	72	72	72±0
B 2.2	73	75	73	73±2
C 1.2	72	71	72	72±1
C 2.2	73	73	73	73±0
D 1.2	72	72	71	72±1
D 2.2	73	74	71	73±2
E 1.2	68	74	72	71±5
E 2.2	72	74	74	73±2
F 1.2	71	73	72	72±2
F 2.2	70	74	70	71±4
G 1.2	73	74	71	73±2
G 2.2	72	71	72	72±1
G 3.2	71	74	73	73±2
G 4.2	73	72	71	72±2

O efeito da temperatura de reaquecimento sobre a razão elástica foi muito discreta para ambos os aços, refletindo diretamente sua influência sobre o limite de escoamento e de ruptura. Contudo, do ponto de vista prático essa influência parece ser desprezível, já que as alterações verificadas foram de apenas alguns pontos percentuais.

O efeito do grau total de deformação a quente sobre a razão elástica, mostrado na Figura 4.26, apresentou um aspecto interessante: enquanto que ela não influenciou os resultados obtidos para o aço ULCB, ocorreu um nítido aumento nos valores de razão elástica nas amostras de aço HSLA-80 quando o grau de deformação total a quente se elevou. Isto indica que o efeito microestrutural promovido pelo maior grau de deformação age mais nitidamente sobre o limite de esco-

amento do que o de resistência para o aço HSLA-80 envelhecido, enquanto que ele tende a elevar de forma mais eqüitativa ambos os limites no caso das amostras do aço ULCB.

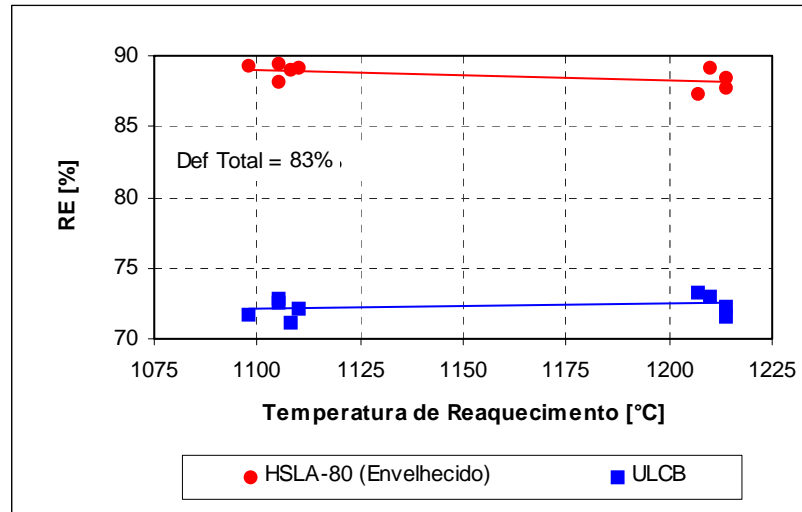


Figura 4.25: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a razão elástica das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

Já o efeito da temperatura de acabamento sobre a razão de escoamento, mostrado na Figura 4.27, foi praticamente nulo para ambos os aços, refletindo o efeito praticamente nulo desse parâmetro do ensaio sobre os limites de escoamento e resistência.

4.4.2.4. Alongamento Total

A Tabela 4.13 mostra os resultados obtidos em termos da alongamento total a partir dos ensaios de tração de amostras submetidas aos ensaios de laminação a quente mais envelhecimento, no caso das amostras de aço HSLA-80, e somente laminação a quente, no caso das amostras de aço ULCB.

A Figura 4.28 mostra o efeito da temperatura de reaquecimento sobre o alongamento total das amostras de aços HSLA-80 envelhecido e ULCB. Em primeiro lugar, é interessante notar que as amostras de aço HSLA-80 envelhecido apresentam alongamento total, ou seja, ductilidade, ligeiramente maior do que as de aço ULCB, apesar do primeiro tipo de aço apresentar maior resistência mecânica. Quanto ao efeito da temperatura de reaquecimento sobre a ductilidade, verifi-

cou-se que não houve influência no caso do aço HSLA-80. No caso do aço ULCB os resultados até sinalizam no sentido de que maiores temperaturas de reaquecimento proporcionariam valores um pouco maiores de alongamento total; contudo, a variação verificada foi muito pequena (1% a mais, em média) e pode estar incluída na dispersão experimental associada à determinação desse parâmetro.

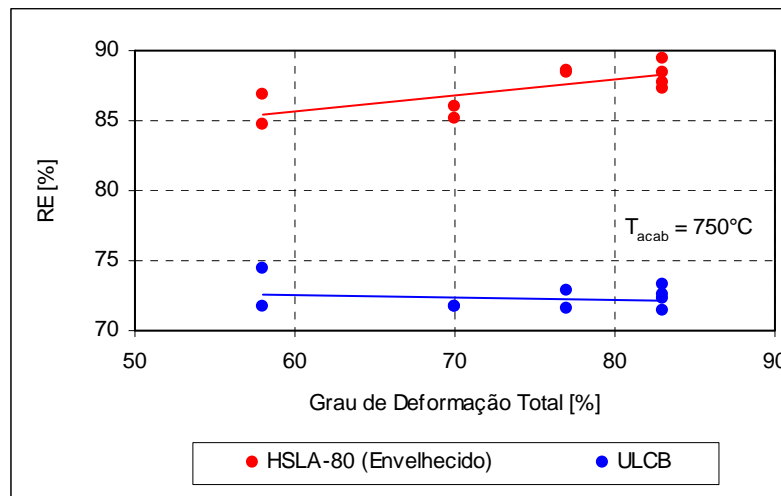


Figura 4.26: Efeito do grau de deformação total a quente sobre a razão elástica das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

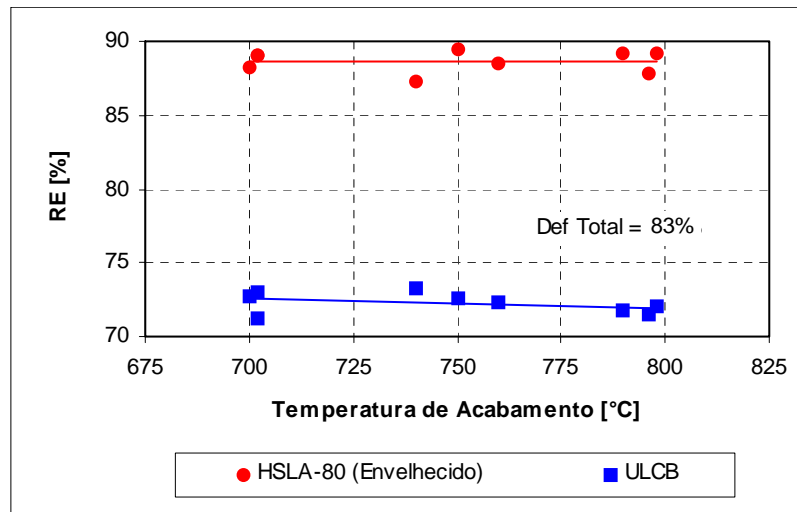


Figura 4.27: Efeito da temperatura de acabamento sobre a razão elástica das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

O aumento do grau total de deformação a quente também não afetou a ductilidade das a-

mostras de aço HSLA-80 envelhecido, mas, em tese, tendeu a diminuir o alongamento total das amostras de aço ULCB, conforme mostrado na Figura 4.29. Mais uma vez, a alteração verificada foi muito pequena, da ordem de um ponto percentual, valor que pode estar dentro da faixa de erro experimental associado à determinação do alongamento total.

Tabela 4.13: Dados de alongamento total relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado.

HSLA-80 (envelh.)	#1	#2	#3	Média [%]±[%]
A 1.1	28	28	29	28±2
A 2.1	28	27	28	28±2
B 1.1	28	27	28	28±2
B 2.1	28	28	29	28±2
C 1.1	28	28	29	28±2
C 2.1	28	29	28	28±2
D 1.1	28	29	27	28±4
D 2.1	28	28	28	28±0
E 1.1	28	28	28	28±0
E 2.1	28	28	28	28±0
F 1.1	29	28	28	28±2
F 2.1	29	29	29	29±0
G 1.1	28	28	28	28±0
G 2.1	28	28	28	28±0
G 3.1	28	28	29	28±2
G 4.1	29	28	28	28±2

ULCB	#1	#2	#3	Média [%]±[%]
A 1.2	28	28	29	28±2
A 2.2	28	25	26	26±7
B 1.2	28	28	27	28±2
B 2.2	28	27	28	28±2
C 1.2	27	29	28	28±4
C 2.2	28	27	28	28±2
D 1.2	27	28	27	27±2
D 2.2	27	28	27	27±2
E 1.2	29	27	28	28±4
E 2.2	28	29	28	28±2
F 1.2	27	27	27	27±0
F 2.2	28	28	27	28±2
G 1.2	28	25	28	27±7
G 2.2	25	26	25	25±3
G 3.2	28	28	27	28±2
G 4.2	27	28	27	27±2

Situação semelhante também parece ter ocorrido em termos da influência da temperatura de acabamento sobre o alongamento total. Como mostra a Figura 4.30, aparentemente o aumento da temperatura de acabamento levou a uma ligeira diminuição nos valores de alongamento total tanto no aço HSLA-80 envelhecido como no ULCB, com maior intensidade para esta última liga. Contudo, uma vez que a diferença máxima observada entre os valores de alongamento total é muito pequena, da ordem de um ponto percentual, fica a dúvida se o efeito é real ou se foi coincidência decorrente de erros experimentais.

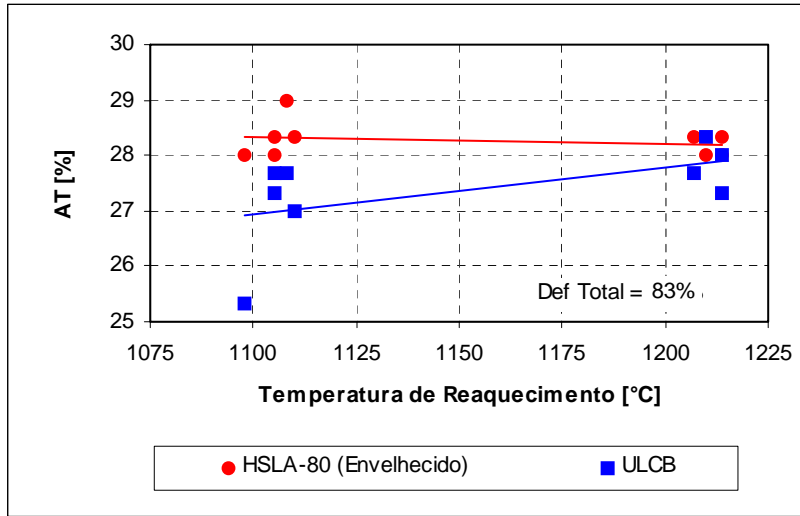


Figura 4.28: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre o alongamento total das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

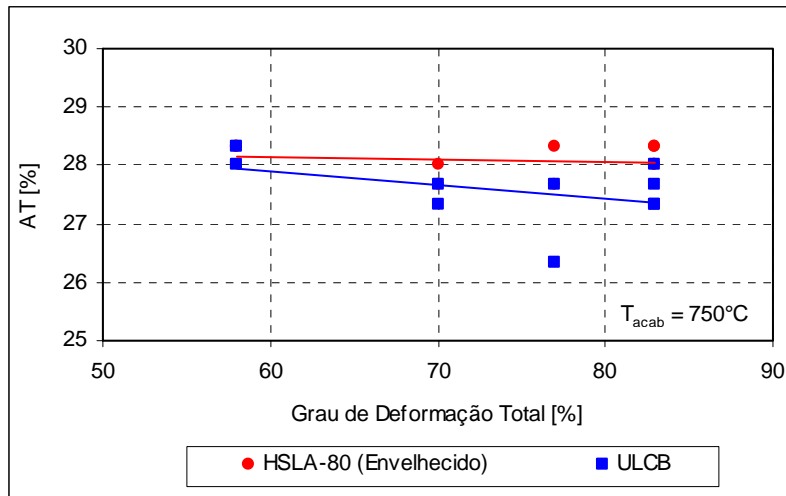


Figura 4.29: Efeito do grau de deformação total sobre o alongamento total das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

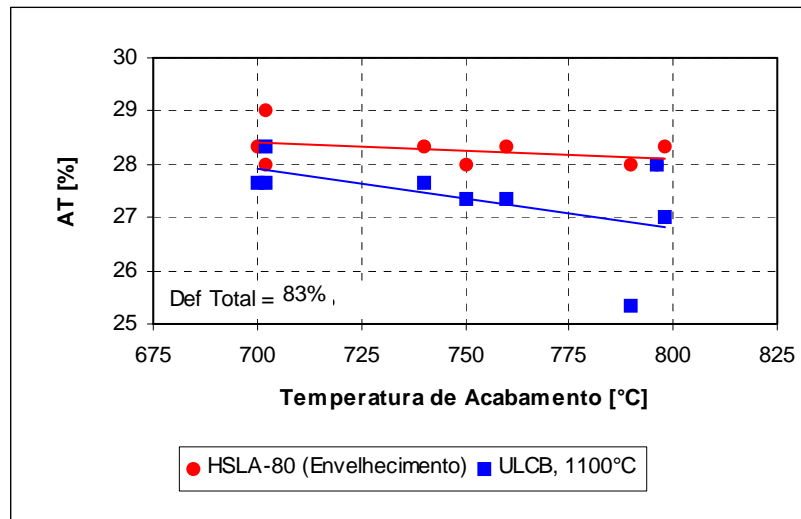


Figura 4.30: Efeito da temperatura de acabamento sobre o alongamento total das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

4.4.3. Ensaio de Impacto Charpy

A Tabela 4.14 mostra os resultados obtidos em termos da resistência ao impacto Charpy a -20°C a partir dos ensaios de amostras submetidas a laminação a quente mais envelhecimento, no caso de aço HSLA-80, e somente laminação a quente, no caso de aço ULCB.

A Figura 4.31 mostra o efeito da temperatura de reaquecimento sobre a resistência ao impacto Charpy a -20°C das amostras de aços HSLA-80 envelhecido e ULCB. Antes de mais nada, ficou bastante evidente que as amostras de aço ULCB apresentaram maior tenacidade do que as de aço HSLA-80. Isto já era previsível, pois a contribuição de mecanismos de endurecimento por precipitação é maior para este último tipo de liga do que para o aço ULCB. E, como sabe, o endurecimento por precipitação promove redução na tenacidade do material.

A mesma figura permite concluir que não houve efeito significativo da temperatura de reaquecimento sobre a tenacidade de ambos os aços aqui estudados. Como o gráfico dessa figura foi traçado a partir dos dados de tenacidade de amostras submetidas ao máximo grau de deformação a quente (83%), é possível concluir que o nível de refino proporcionado por essa redução total foi suficiente para neutralizar os possíveis efeitos deletérios sobre a tenacidade que um tamanho de

grão mais grosseiro, formado sob maiores temperaturas de reaquecimento, poderia ter.

Tabela 4.14: Dados de resistência ao impacto determinada pelo ensaio Charpy a -20°C relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado.

HSLA-80 (envelh.)	#1	#2	#3	Média [J]±[%]	ULCB	#1	#2	#3	Média [J]±[%]
A 1.1	7	55	7	23±139	A 1.2	80	55	62	66±23
A 2.1	125	107	107	113±11	A 2.2	135	125	125	128±5
B 1.1	15	7	5	9±68	B 1.2	72	97	72	80±21
B 2.1	135	125	125	128±5	B 2.2	165	175	155	165±7
C 1.1	7	32	15	18±82	C 1.2	90	80	80	83±8
C 2.1	117	117	155	130±20	C 2.2	145	117	145	136±14
D 1.1	22	117	15	51±128	D 1.2	97	90	97	95±5
D 2.1	97	117	125	113±15	D 2.2	155	165	145	155±7
E 1.1	62	125	47	78±61	E 1.2	175	125	145	148±20
E 2.1	135	135	145	138±5	E 2.2	165	175	205	182±13
F 1.1	107	125	97	110±15	F 1.2	117	155	125	132±18
F 2.1	125	125	135	128±5	F 2.2	155	175	165	165±7
G 1.1	80	15	15	37±118	G 1.2	125	97	107	110±15
G 2.1	107	125	107	113±11	G 2.2	155	145	165	155±7
G 3.1	117	125	135	126±8	G 3.2	165	165	165	165±0
G 4.1	90	117	90	99±18	G 4.2	165	155	135	152±12

De fato, a Figura 4.32 mostra que a magnitude da energia absorvida no ensaio Charpy a -20°C é proporcional ao grau de redução total a quente aplicado nas amostras, mostrando cabalmente o efeito benéfico do refino de grão austenítico sobre a tenacidade de ambas as ligas estudadas. Este efeito foi particularmente vital para o aço HSLA-80, onde os valores de resistência ao impacto observados sob valores mínimos de deformação a quente aplicados (58%) foram extremamente baixos. Tal efeito já havia sido constatado na literatura [32,42,48,49,50].

Ao contrário das demais propriedades mecânicas aqui estudadas, a resistência ao impacto apresentou dependência significativa em relação à temperatura de acabamento para ambos os aços estudados, HSLA-80 envelhecido e ULCB, conforme mostra a Figura 4.33. Como seria de se esperar, o refino de tamanho de grão proporcionado por menores temperaturas de acabamento deve ter promovido os maiores valores de tenacidade observados sob tais condições de processo. A intensidade do efeito parece ter sido similar para ambos os aços, uma vez que as retas de ten-

dência observadas foram aproximadamente paralelas.

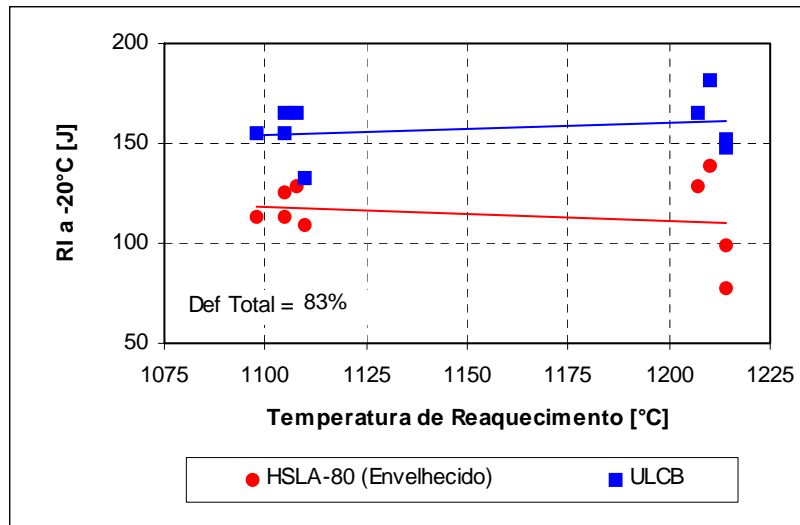


Figura 4.31: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a resistência ao impacto Charpy a -20°C das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

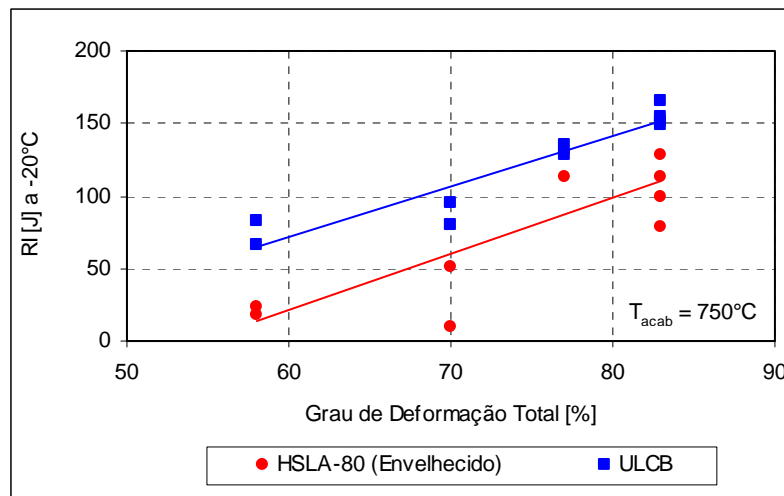


Figura 4.32: Efeito do grau total de deformação a quente sobre a resistência ao impacto Charpy a -20°C das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

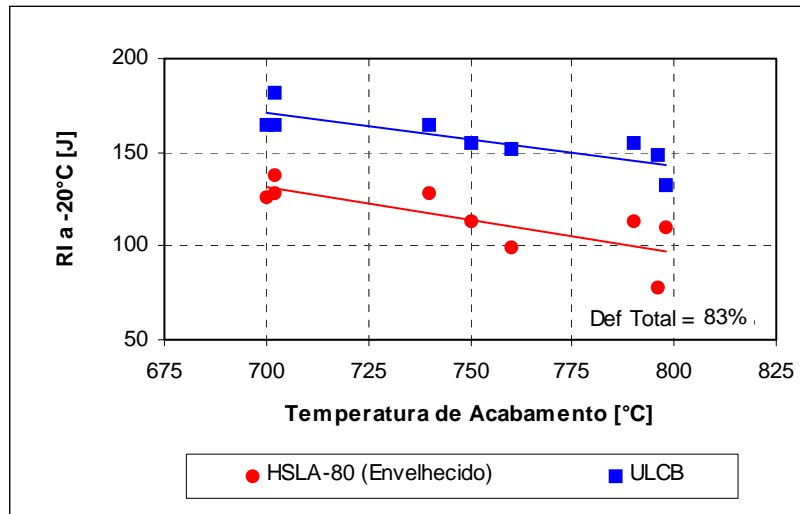


Figura 4.33: Efeito da temperatura de acabamento sobre a resistência ao impacto Charpy a -20°C das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.