

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Evolução dos aços ARBL

Entre as décadas de 60 a 80 foi realizado um grande progresso nas relações entre microestrutura e propriedades mecânicas no desenvolvimento de aços estruturais ARBL (alta resistência - baixa liga). A história do desenvolvimento dos aços estruturais ARBL mostra evidência marcante de mudança de critério nos quais os aços eram baseados [1, 2].

Inicialmente os projetos com aços ARBL se baseavam no limite de resistência mecânica (LR), sendo dada pouca importância ao limite de escoamento (LE), tenacidade ou soldabilidade do aço. Por volta dos anos 30, os aços apresentavam altas percentagens de carbono (C) na ordem de 0,3%. O C era o elemento preferido para aumentar o limite de resistência do material, por ser a adição mais barata. Os aços eram utilizados na condição de pós-laminados com pouco ou nenhum controle das temperaturas de laminação [2].

No entanto à medida que foram sendo obtidas resistências mais altas nos aços, foi necessário também considerar as propriedades destes quando submetidos à soldagem. Isto levou a uma redução da percentagem de carbono de modo a diminuir a probabilidade de fraturas frágeis, ou seja, a formação de trincas por hidrogênio a partir da transformação de fase ocorrida em ciclos térmicos de soldagem. As falhas por fratura frágil em estruturas soldadas resultaram que o reconhecimento da tenacidade a fratura era essencial e a necessidade de abaixar a temperatura de transição no ensaio Charpy foi aparente.

Para que a resistência mecânica dos aços permanecesse a mesma aumentou-se a quantidade de manganês (Mn). No entanto apenas a troca do C pelo Mn não apresentava vantagens quanto à tenacidade do material. Então foram feitos estudos para se encontrar taxas Mn:C mais vantajosas [2].

O limite de escoamento (LE) passou a ser considerado uma variável mais importante que o limite de resistência (LR) [3]. A significância do tamanho de

grão, relação de Hall-Petch, que associa o tamanho de grão com o limite de escoamento do material foi estabelecida e revelou ser de grande importância e foram verificadas vantagens para melhora da tenacidade do aço nas altas taxas Mn:C [4-6].

Adições de elementos-liga foram utilizadas para refinar o grão em aços. Inicialmente utilizaram-se adições de alumínio (Al) e nitrogênio (N), mas estas só eram feitas no material na condição de normalizado. O resultado obtido foi um aumento do limite de escoamento de 225 para 300MPa e a diminuição da temperatura de transição na curva Charpy para valores menores que 0°C [7].

Descobriu-se que o nióbio (Nb), titânio (Ti) e o vanádio (V) eram elementos mais efetivos para refinar o grão. Estes elementos apresentavam um efeito desejável em baixíssimas concentrações. O Nb foi considerado a adição principal, pois propicia um aumento de resistência mecânica do aço na condição de material laminado, o que é economicamente vantajoso [7].

Para diminuir mais o tamanho de grão e com isto obter resistências mecânicas maiores e temperaturas de transição menores foram utilizadas temperaturas de laminação de acabamento mais baixas em conjunto com as adições de Ti, Nb e V. A junção dos dois itens propiciaram a obtenção de um grão bem refinado e além disso, há a contribuição do mecanismo de endurecimento por precipitação na resistência mecânica. Os níveis de resistência mecânica nos aços atingiram valores de 450 a 525MPa e a temperatura de transição, valores menores que -80°C [8-10].

Esses aços laminados controladamente, com grãos refinados e endurecidos por precipitação, ou seja, aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) mostraram grandes vantagens econômicas para diversas aplicações.

Uma revisão sobre aços ARBL microligados feita por Matlock, Krauss and Speer mostra a posterior inclusão do resfriamento acelerado no processo de fabricação de aços ARBL que apresentam percentagens bem baixas de carbono e para troca da fase perlítica por microestruturas bainíticas “não tradicionais” [11].

Os elementos microligantes (Nb, Ti e V) passam a ser adicionados não só com o intuito de aumentar a resistência mecânica do aço através de refino de grão e precipitação, mas também para controlar os produtos de transformação durante o

resfriamento. Estes aços são fabricados com o objetivo de obter uma microestrutura de ferrita acicular e/ou bainita, sendo que os carbonetos são substituídos por constituinte AM (austenita retida/martensita) para obtenção de níveis de resistência mecânica similares aos aços ARBL temperados e revenidos [11].

Essa evolução de aços ferríticos-perlíticos endurecidos por precipitação para microestruturas bainíticas “não-tradicionais”, fez com que esses aços apresentem uma quantidade significativa de austenita retida, como consequência do resfriamento acelerado [11].

Para que seja obtida uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade, deve ser minimizada a formação de ferrita poligonal, refinada as ripas de ferrita-bainítica e controlada a quantidade e distribuição de austenita retida, assim como a precipitação na ferrita [12].

Enquanto a resistência e tenacidade de aços microligados ferríticos-perlíticos por refino da austenita prévia e endurecimento por precipitação é muito bem documentado, isso não ocorre com relação aos aços bainíticos “não tradicionais”.

## 2.2. Mecanismos de aumento de resistência mecânica

Os mecanismos básicos mais importantes de aumento de resistência mecânica podem ser divididos nas seguintes modalidades: deformação, solução sólida substitucional, solução sólida intersticial, refino de grão, fases dispersas (fases dispersas randomicamente na matriz e estruturas lamelares) [13].

O aumento de resistência por **deformação** se dá devido a um aumento de densidade por discordâncias. O limite de escoamento é diretamente relacionado à densidade de discordâncias e esta aumenta a medida que a temperatura diminui (a mobilidade das discordâncias é termicamente ativada, sendo que elas se movimentam em planos super compactos no cristal através de deslizamento cruzado e conseqüentemente podem se anular). Portanto se a temperatura de transformação do aço diminui através da adição de elementos-liga ou do aumento da taxa de resfriamento aumenta-se a densidade de discordâncias ocasionando aumento do LE. Entretanto a temperatura de transformação de aços ARBL não

pode ser muito baixa devido à formação de bainita acicular que prejudica a tenacidade do aço [1].

Vários elementos como, por exemplo, alumínio (Al), molibdênio (Mo), silício (Si), manganês (Mn), níquel (Ni), cobre (Cu), formam **soluções sólidas substitucionais** na ferrita e na austenita. Entretanto a contribuição dos átomos solutos substitucionais para o aumento da resistência mecânica é desprezível quando consideramos outros mecanismos como o refino do grão e fases dispersas na matriz.

A Figura 1 apresenta a contribuição de aumento de resistência com a adição de elementos formadores de soluções sólidas substitucionais e alguns elementos intersticiais como o C, N e P em aços ARBL ferríticos-perlíticos.

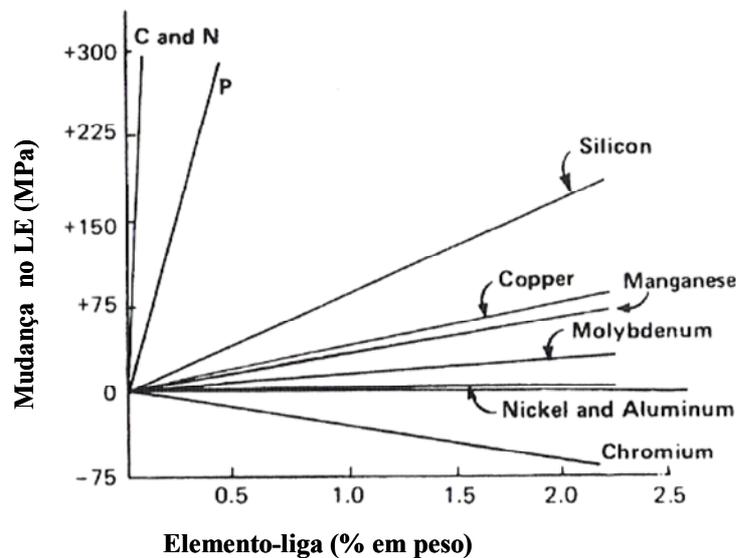


Figura 1. Efeitos dos elementos-liga em aços ARBL ferríticos-perlíticos no mecanismo de aumento de resistência por solução sólida substitucional e alguns exemplos elementos solutos intersticiais [14].

Percebe-se que as soluções sólidas intersticiais apresentam uma maior contribuição ao limite de escoamento quando comparado as soluções sólidas substitucionais. Inclusive alguns elementos substitucionais contribuem negativamente ao aumento de resistência dos aços ferríticos-perlíticos conforme pode ser verificado na Figura 1.

A contribuição que é dada ao limite de escoamento depende da diferença

entre raios atômicos do átomo soluto e do átomo solvente. Quanto maior esta diferença maior o efeito de aumento de resistência mecânica devido ao mecanismo de solução sólida substitucional (Hume Rothery size effect) [14].

Um aspecto que diferencia o aumento de resistência no aço é o papel das **soluções sólidas intersticiais** carbono (C) e nitrogênio (N), pois esses elementos são vitais na interação com as discordâncias e na combinação preferencial com elementos-liga usados nos aços [13,15].

Os átomos intersticiais possuem elevados campos de deformação em volta de si mesmos e outros átomos intersticiais interagem fortemente com estes campos levando a formação de concentrações ou atmosferas de intersticiais nas proximidades das discordâncias. Apenas uma pequena concentração de elementos intersticiais é necessária para bloquear as discordâncias [13].

Apesar do efeito de solução sólida substitucional na resistência mecânica ser geralmente pequeno, conforme dito anteriormente, os solutos intersticiais possuem solubilidade limitada.

As soluções sólidas aumentam o limite de escoamento do material, entretanto ambas, substitucionais e intersticiais, com exceção do Ni, são prejudiciais a tenacidade do aço, especialmente os solutos intersticiais [13].

O **refino no tamanho de grão** da ferrita fornece uma das principais rotas no tratamento térmico dos aços para aumento de resistência mecânica.

A equação de Hall-Petch consegue relacionar o tamanho de grão com o limite de escoamento para uma variedade de ferros fundidos e aços [1, 13]:

$$LE = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$$

Onde:

-  $\sigma_0$  é a tensão de “atrito de malha cristalina”, que representa a tensão necessária para mover discordâncias livres ao longo dos planos de deslizamento nos cristais cúbicos de corpo centrado (CCC).

-  $d$  é o diâmetro do grão.

-  $k_y$  é uma constante.

A Figura 2 apresenta o efeito do tamanho de grão ferrítico no limite de escoamento e na temperatura de transição dúctil-frágil no aço com 0,1%C. Verifica-se que com a diminuição do tamanho de grão, melhora as propriedades mecânicas do aço.

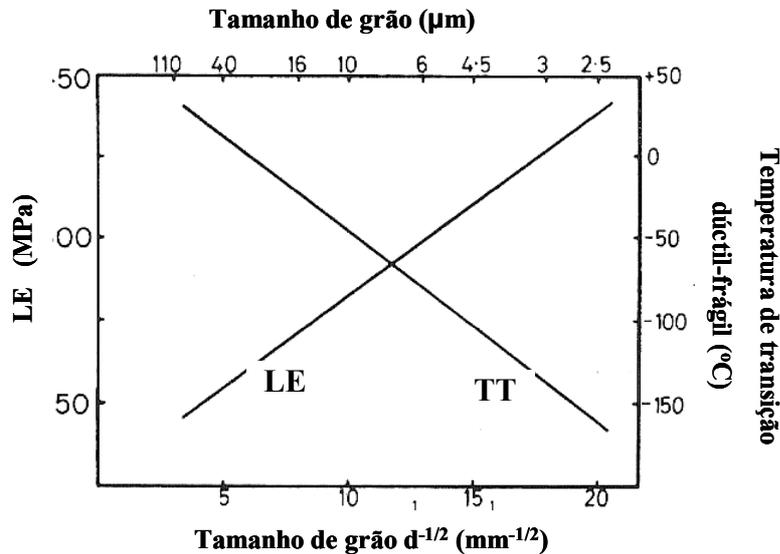


Figura 2. Efeito do tamanho de grão ferrítico no limite de escoamento e na temperatura de transição dúctil-frágil no aço com 0,1%C [1].

No caso de **estruturas dispersas** (precipitados, 2ª fases, maclas e martensita), Pickering comenta o fato, que no desenvolvimento dos aços ARBL, foram combinados os mecanismos de refino de grão com o endurecimento por precipitação utilizando-se Nb, Ti e V. A efetividade desses elementos depende de suas solubilidades na austenita, controlando o quanto pode ser dissolvido e o quanto estará disponível para precipitação [1].

Já no caso de estruturas lamelares, como a perlita, esta não apresenta efeito na tensão de escoamento do aço mas causa um aumento na tensão de resistência e um efeito detrimental na temperatura de transição da curva Charpy. Conseqüentemente aumentando a percentagem de perlita é o método menos desejável de aumentar resistência do material.

No caso de estruturas dispersas em aços ARBL microligados, deve ser dada ênfase no estudo da precipitação. Os precipitados de diversos tamanhos

contribuem de forma diferenciada nos mecanismos de aumento de resistência mecânica. Para se conseguir um tamanho de grão austenítico pequeno antes da transformação austenita-ferrita, partículas que precipitam durante a laminação a quente são requeridas. Estas partículas retardam a recristalização possibilitando uma maior deformação do grão. Com uma maior quantidade de pontos de nucleação devido a deformação, há a formação de grãos mais refinados. O excesso de deformação também pode gerar concentrações de discordâncias na ferrita e precipitação induzida por deformação [1,13].

Os precipitados de Nb, Ti e V constituem-se normalmente de carbetos, nitretos e como os carbetos e nitretos apresentam solubilidade mútua, eles podem resultar em complexos carbo-nitretos. Essa solubilidade mútua ocorre porque os carbo-nitretos apresentam a mesma estrutura cristalina cúbica e parâmetros de rede similares. A combinação entre os diferentes carbo-nitretos resulta em parâmetros de rede intermediários entre aqueles dos carbo-nitretos individuais [15].

Foi verificado, que um aumento significativo na resistência mecânica dos aços ARBL microligados em termos de precipitação só ocorre se houver precipitação fina, com precipitados menores que 20nm, dispersos pela matriz [15,16].

A razão Nb:C, Ti:C ou V:C na composição do aço é também importante. A máxima dependência a temperatura na solubilidade do precipitado ocorre na composição estequiométrica, o que significa que composição uma maior quantidade de precipitados irá se formar. Na maioria dos aços estruturais a razão Nb:C, Ti:C ou V:C é muito mais baixa que a razão estequiométrica e conseqüentemente o aumento de adição da liga metálica vai aumentar a resistência devido a precipitação.

Um trabalho realizado por Lu et al. [16] com aplicação de dissolução química e raio-X em aços da classe APIX80 para averiguar a situação dos elementos-liga Nb, Ti, Mo e V, verificou que a maioria do Nb e do Ti tornaram-se precipitados na matriz. Entretanto o V e o Mo pouco precipitaram e grandes quantidades desses elementos-liga permaneceram como solução sólida na matriz.

Já a Figura 3 apresenta as curvas de carbetos e nitretos na austenita como função da temperatura [17]. No gráfico constatamos que quanto maior a temperatura maior quantidade de soluto na matriz e que quanto mais embaixo a

curva mais estável é o precipitado. Portanto o produto de menor solubilidade é o nitreto de Ti e é o primeiro que precipita. Já o carbeto de V apresenta maior quantidade de soluto na matriz quando comparado a outros carbetos e nitretos ratificando o trabalho de Lu et al[16].

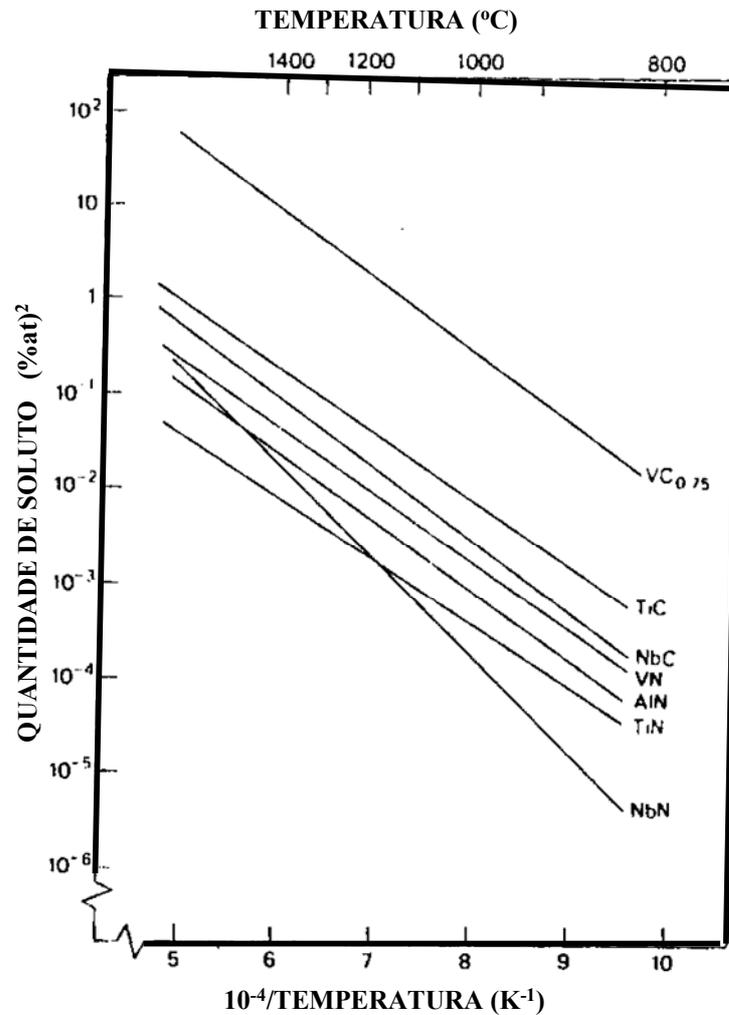


Figura 3. Carbeto e nitretos na austenita como função da temperatura [17].

O trabalho de Wiskel et al. também afirma que os precipitados ricos em Ti, como o nitreto de Ti, são mais estáveis e apresentam temperatura de dissolução acima da temperatura “liquidus” do ferro. Mesmo com pequenas percentagens de Ti, ele se precipita no aço durante o resfriamento e pode agir como ponto de nucleação para precipitados ricos em Nb [18].

O trabalho realizado por Poths et al., utilizando microscopia eletrônica analítica (AEM – Analytical Electron Microscopy) e técnica de mapeamento elementar (Elemental Mapping), foi capaz de isolar os elementos presentes em precipitados de um aço ARBL microligado laminado. Quando os elementos foram isolados, encontrou-se os locais exatos de precipitação de Nb e Ti. Os precipitados analisados apresentaram um interior de forma cubóide rico em Ti e N e em menor quantidade foi encontrado o Nb em camadas externas, sugerindo que o carbeto de Nb (NbC) nucleou posteriormente em precipitados de nitreto de Ti (TiN) [19].

Um trabalho realizado por Poorhaydari, Patchett e Ivey correlaciona fatores microestruturais com suas contribuições ao limite de escoamento. Foram analisados quatro tipos de aço baixo carbono (0,04-0,08%C em peso), com adições diferenciadas de titânio, nióbio e vanádio, laminados na etapa de acabamento na fase de não-recristalização, e resfriados aceleradamente a taxas de 10 a 200C/s. Estes aços são utilizados em aplicações estruturais e em dutos [20].

A composição química para alguns aços estudados na referência [20], apresentada na Tabela 1, é similar a composição química dos aços estudados nesta tese, entretanto os aços apresentados na referência [20] passam por resfriamento acelerado após laminação e isso não ocorre nos aços estudados nesta tese.

Tabela 1. Composição química (% em peso) de 4 aços ARBL microligados para avaliação de fatores microestruturais [20].

<b>Material</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Ti</b>	<b>Nb</b>	<b>V</b>	<b>Mo</b>	<b>N</b>	<b>Outros</b>
<b>Aço A</b>	0,040	1,745	0,281	0,023	0,067	0,001	0,194	0,010	~0,4
<b>Aço B</b>	0,033	1,820	0,274	0,024	0,091	0,003	0,256	0,010	~0,5
<b>Aço C</b>	0,062	1,640	0,164	0,028	0,090	0,040	0,306	0,012	~1,0
<b>Aço D</b>	0,080	1,800	0,244	0,060	0,094	0,047	0,301	0,011	~1,0

As contribuições, em termos de resistência mecânica, das medições de tamanho de grão, da distribuição de precipitados e da densidade de discordâncias foram quantificadas para uma microestrutura de ferrita não poligonal, ferrita acicular e bainita que se encontrava, algumas vezes, orientada nestes aços [20].

No microscópio eletrônico de transmissão (MET) foram encontrados sub-grãos ) dentro dos grãos alongados que não podiam ser vistos em outros tipos de análise. Alguns sub-grãos apresentaram-se como ripas paralelas de bainita. Essas ripas possuem orientações próximas entre si e por isso foi dito que os contornos entre os grãos são pouco visíveis. As medições de tamanho de grão no MET obtiveram um tamanho de grão bem menor que o obtido no microscópio óptico (MO), já que o último não consegue resolver as pequenas ripas e grãos com orientações bem próximas. Além disso, foi medido o tamanho de grão efetivo do material, ao invés de medir apenas o grão ferrítico do aço. Portanto as fases martensita e bainita foram consideradas na contagem do tamanho de grão e na contribuição ao limite de escoamento (equação de Hall-Petch). Como conclusão, foi verificada que a maior contribuição ao limite de escoamento do material foi devido ao refino de grão (70% de contribuição - considerando os sub-grãos) e da formação de estruturas bainíticas. As contribuições devido a fontes de aumento de resistência como precipitados, discordâncias e solução sólida é limitada e não variou muito entre os diferentes aços examinados (Figura 4) [20].

A Figura 4 apresenta os resultados comparativos entre mecanismos de resistência que mais influenciaram no aumento da mesma para os aços do trabalho de Poorhaydari, Patchett e Ivey.

Uma observação interessante na referência [20] foi que os aços que contém Mo e V apresentaram muito maior potencial para precipitação de carbeto finos, onde neste trabalho, considera-se que precipitados  $\leq 50\mu\text{m}$  já contribuem para um aumento significativo de resistência mecânica.

Com relação às discordâncias, Gladman aborda o fato de que a parcela de contribuição destas ao limite de escoamento deve ser desprezada quando o aço é laminado a quente e normalizado. A parcela de contribuição ao limite de escoamento das discordâncias só deve ser considerada se os aços forem deformados a frio em temperaturas menores que  $700^{\circ}\text{C}$  [15].

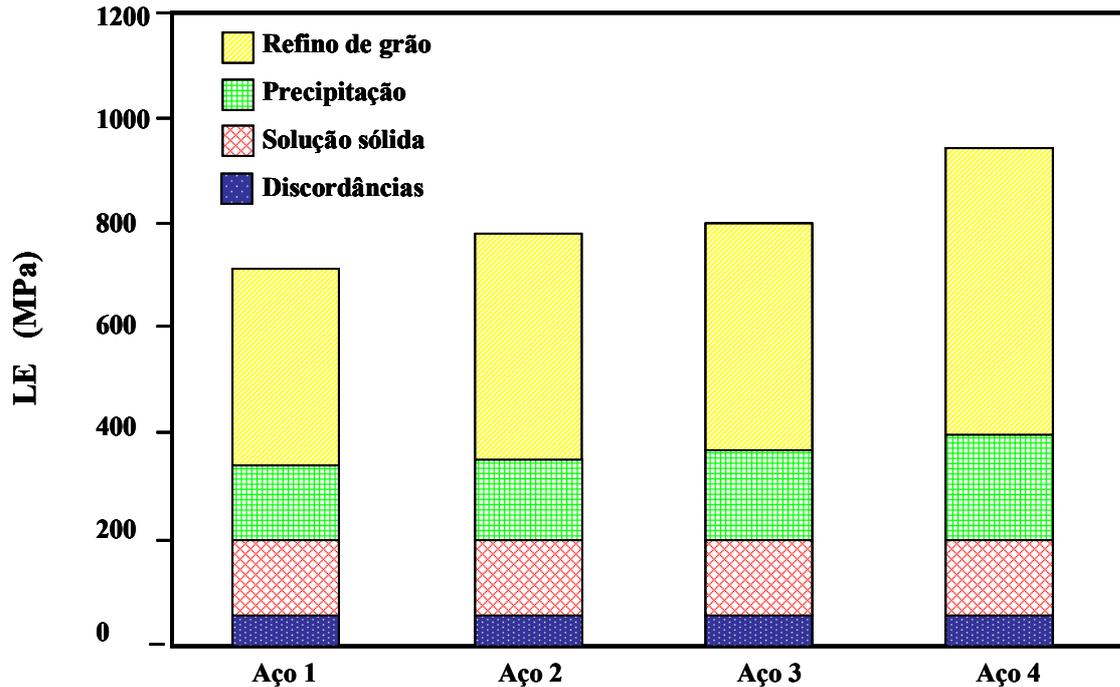


Figura 4. Comparação entre as contribuições em mecanismo de aumento de resistência dos 4 aços estudados no trabalho de Poorhaydari, Patchett e Ivey mostrando que a maior contribuição foi devido ao refino de grão[20].

### 2.3. Influência de elementos-liga e microestrutura/subestrutura de aços ARBL microligados

Os elementos-liga podem ser classificados da maneira como alteram os diagramas de fase. Quando a classificação é realizada dessa forma, podemos apresentá-los em quatro categorias [13]:

- 1) Abertura do campo austenítico
- 2) Fechamento do campo austenítico
- 3) Expansão do campo austenítico
- 4) Contração do campo austenítico

Os elementos-liga que promovem abertura e expansão do campo austenítico são estabilizadores da austenita ( $\gamma$ ) e os que promovem fechamento e contração do campo austenítico são estabilizadores de ferrita ( $\alpha$ ).

A Figura 5 apresenta uma divisão entre vários elementos-liga como estabilizadores da ferrita e estabilizadores da austenita. Nota-se que há uma maior

quantidade de elementos como estabilizadores da ferrita do que de como austenita. Os principais elementos estabilizadores da austenita são o carbono (C), nitrogênio (N) e o manganês (Mn).

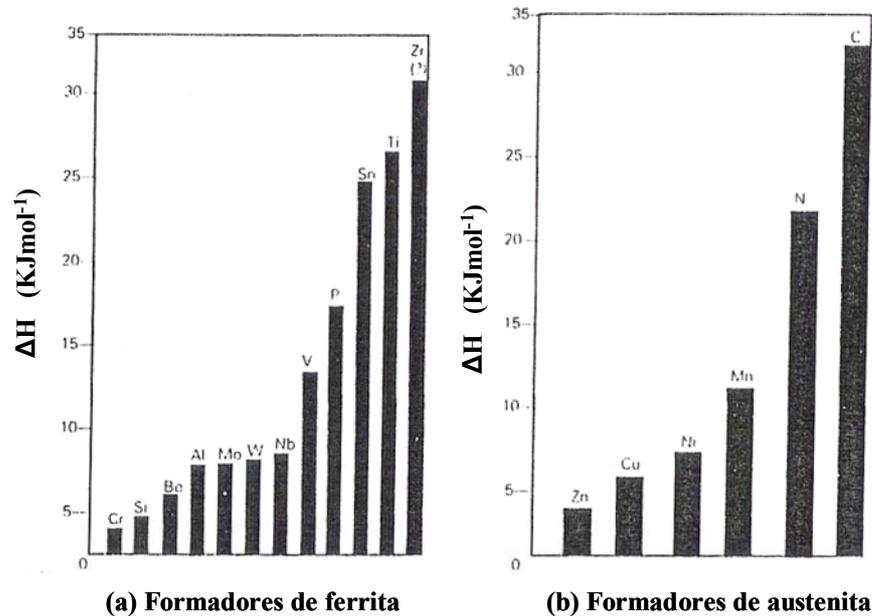


Figura 5. Variação de entalpia comparativa entre elementos-liga que agem como: (a) formadores de ferrita; (b) formadores de austenita [21].

Hwang et al. [22] correlaciona a tenacidade com a microestrutura de 3 aços laminados API X70 onde a composição química dos aços estudados pode ser vista na Tabela 2. Aços com variação de percentagens de C, Cu e Mo foram laminados acima e abaixo de  $A_{r3}$  (no campo austenítico e no campo austenítico-ferrítico) e aplicadas diferentes taxas de resfriamento que variam de 7 a  $20^\circ\text{C/s}$ .

Tabela 2. Composição química dos aços X70 estudados no trabalho de Hwang et al. [22].

Aço	C	Si	Mn	Cu + Ni + Mo	Nb + V + Ti	N
A	0,075	0,26	1,54	0,63	0,095 a 0,105	$\leq 0,005$
B	0,070	0,25	1,55	0,48	0,095 a 0,105	$\leq 0,005$
C	0,046	0,26	1,51	0,55	0,095 a 0,105	$\leq 0,005$

Foram encontradas microestruturas diversas, caracterizadas como: ferrita poligonal, ferrita quasi-poligonal, ferrita de Widmanstätten, ferrita acicular, bainita granular, ferrita-bainítica e martensita dependendo das condições de laminação e resfriamento. Além destas fases, austenita retida e o constituinte AM foram identificados e suas frações volumétricas medidas com um analisador de imagens [22].

Os aços laminados no campo austenítico-ferrítico apresentaram maior diversidade de fases, dependendo da taxa de resfriamento aplicada, quando comparado aos mesmos aços laminados no campo puramente austenítico.

A ferrita quasi-poligonal foi caracterizada dessa forma por ter um contorno de grão irregular. Foi utilizado um ataque em duas etapas para melhor visualização da austenita e do constituinte AM e foi verificado que a bainita granular continha constituinte AM equiaxiais e massivos. A ferrita-bainítica apresentou ripas formadas a partir de contornos de grão austeníticos. Todas as observações foram realizadas em MO [22].

A partir dos resultados encontrados neste trabalho foi verificado que as amostras com o menor percentual de carbono (C) e molibdênio (Mo), que foram laminadas na região puramente austenítica, apresentaram maiores patamares de tenacidade e menores temperaturas de transição (TT), quando comparadas aos aços laminados no campo bifásico [22].

No trabalho de Matlock, Krauss e Speer, já mencionado anteriormente, foi realizado um resumo de vários artigos baseado em aços ARBL microligados forjados, com aplicação posterior de resfriamento acelerado. Esse estudo correlacionou as variáveis de processo com a microestrutura e propriedades mecânicas dependentes da temperatura. Foi dada ênfase em aços médio C, com percentagens entre 0,2 e 0,4%C em peso [11].

Através da análise dos artigos foi visto que os aços microligados forjados, após resfriamento acelerado, apresentam microestrutura de ferrita acicular ou ferrita bainítica, carbeto entre ripas (incluindo as regiões de perlita), ferrita poligonal, austenita retida, martensita e precipitados finos de carbo-nitretos distribuídos como precipitação interfásica ou distribuídos randomicamente na ferrita. Também para se obter uma boa combinação entre resistência e tenacidade deve-se eliminar a perlita e a ferrita poligonal, refinar a ripa de ferrita-bainítica e controlar a quantidade e distribuição de austenita retida e a precipitação dentro da

ferrita [11].

Com relação a adições de elementos-liga, foi verificado que elementos como o manganês (Mn), cromo (Cr) e molibdênio (Mo) promovem as microestruturas bainíticas e a retenção de austenita é feita especialmente devido a adições de Mn, que age como um elemento estabilizador da austenita conforme visto também na Figura 5 [21], e de silício (Si) que retarda a formação de cementita.

Um exemplo que as adições dos elementos-liga modificam o comportamento de transformação pode ser visto ilustrado no diagrama CCT da Figura 6. A Figura mostra que há uma extensa região da fase bainita que facilmente se cruza com outras regiões dependendo da taxa de resfriamento aplicada.

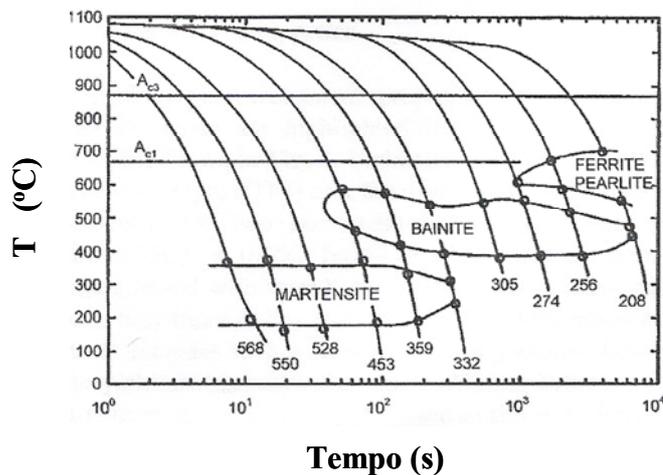


Figura 6. Diagrama CCT (Continuous Cooling Transformation) para o aço 1,46%Mn, 0,19%Mo e 0,16%V. Para cada taxa de resfriamento a microdureza Vickers está indicada [11].

Apesar das adições de Ti, V e Nb serem frequentemente realizadas para controlar o tamanho de grão e/ou para aumentar a resistência por precipitação, dependendo na temperatura de solubilização do precipitado, foi verificado que a maioria dos aços com resfriamento acelerado emprega o Nb e Ti para refino do grão e o V para aumento de resistência por precipitação. Isso ocorre na grande maioria dos aços ARBL microligados devido a temperaturas utilizadas no processo de deformação (seja forjamento ou laminação) [11].

Para aços que apresentam como microestrutura final a bainita, a fração volumétrica de austenita retida e sua estabilidade depende inicialmente da quantidade de elementos-liga e secundariamente de outras variáveis, como a temperatura de austenitização, deformação a quente, taxa de deformação e tamanho de grão austenítico [11].

E finalmente que a austenita retida melhora significativamente a tenacidade nos aços microligados com bainita não tradicional, ou seja, uma maior percentagem de austenita retida faz com que o aço apresente um patamar de energia Charpy superior e uma menor temperatura de transição [11].

Stalheim and Muralidharan apresentam exemplos de vários diagramas CCT gerados por modelamento matemático para diferentes aços da classe API [23].

Foram realizados testes com três aços com a mesma percentagem de carbono (0,05%C). As simulações foram realizadas com uma austenitização a 883°C. O primeiro aço apresentava V, o segundo aço não continha V mas foi aumentado o percentual de Nb e no terceiro aço foi introduzindo o Mo. A Tabela 3 apresenta as composições químicas analisadas no trabalho de Stalheim and Muralidharan [23].

Tabela 3. Exemplos de composições químicas para geração de curvas CCT por modelamento matemático [23].

<b>Liga</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>Nb</b>
<b>A</b>	0,07	1,50	0,30	-	0,50	0,060
<b>B</b>	0,05	1,50	0,15	-	-	0,095
<b>C</b>	0,05	1,65	0,25	0,25	-	0,060

Foram geradas curvas CCT para os diferentes aços estudados e estas permitiram mostrar o efeito desses elementos-liga na perlita. Na simulação feita no aço A, que apresenta V em sua composição química, ainda foi possível a obtenção de perlita a taxas de resfriamento entre 1°C/s e 10°C/s [23].

Com o aumento na percentagem de Nb (aço B), a curva se deslocou mais para a direita, portanto para que a perlita se forme foi preciso tempos maiores e

menores taxas de resfriamento ( $<1^{\circ}\text{C/s}$ ). Numa liga que apresenta menos Nb, mas com adição de Mo, fez com que a transformação perlítica só ocorresse a taxas bem baixas de resfriamento (na faixa de  $0,1^{\circ}\text{C/s}$ ) [23].

Também foram gerados diagramas CCT de ligas com baixo carbono e percentagens de cromo (Cr) diferentes: 0,25%Cr e 0,45%Cr. As simulações dos diagramas apresentaram resultados que mostram que Cr é um forte estabilizador de carbeto e da ferrita, contrário ao que mostra na Figura 5 [21] onde é visto que o Cr é um fraco estabilizador da ferrita.

A. Ghosh et al. fizeram um trabalho em aços ARBL-100 ultra-baixo carbono (0,005%C em peso), forjados em 2 estágios e resfriados com taxas de resfriamentos diferentes. O forjamento foi feito a partir de  $800^{\circ}\text{C}$  e foram aplicadas taxas de resfriamento a água ( $35^{\circ}\text{C/s}$ ), ao ar livre ( $1,5^{\circ}\text{C/s}$ ) e em areia ( $0,68^{\circ}\text{C/s}$ ) [24, 25].

As microestruturas obtidas para o aço resfriado à água foi de ferrita acicular com muitas discordâncias, carbeto/carbo-nitretos finos. Com a aplicação de menores taxas de resfriamento foi obtida uma microestrutura de ferrita poligonal e quase-poligonal com uma menor densidade de discordâncias. O tamanho de grão da ferrita formada foi entre 2 a  $5\ \mu\text{m}$ , sendo que com a aplicação de maiores taxas de resfriamento o tamanho de grão diminuiu [25].

Foi verificado que a aplicação do forjamento em dois estágios e o resfriamento a água compensou a redução do percentual de carbono na composição química fazendo com que o aço apresentasse alta resistência mecânica e alta tenacidade, onde a subestrutura de discordâncias associadas aos precipitados finos dos elementos microligantes foram responsáveis pelo alto nível de tenacidade de aços ARBL [25].

O interessante nos trabalhos A. Ghosh et al. é que foi observado em MET o constituinte AM para o resfriamento em areia ( $0,68^{\circ}\text{C/s}$ ) e para o resfriamento ao ar ( $1,5^{\circ}\text{C/s}$ ) (Figuras 7(a), 7(b) e 7(d)) assim como em amostras resfriadas a água ( $35^{\circ}\text{C/s}$ ) (Figura 7(c)) na matriz do material [24, 25]. Sendo que para amostras resfriadas a água, ele também apareceu mas como regiões escuras entre as ripas de ferrita acicular.

Além disso foi verificada a presença de martensita maclada na região entre as ripas de ferrita acicular para amostras resfriadas ao ar (Figura 8).

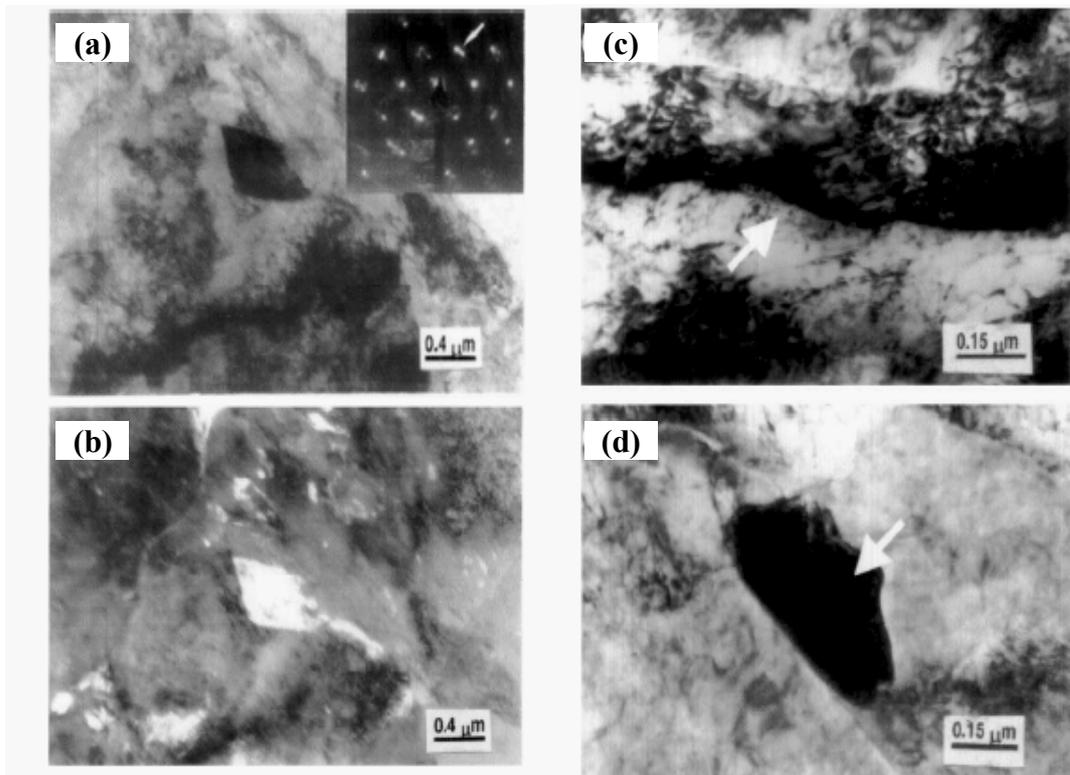


Figura 7. Imagens em MET do constituinte AM em aços forjados e resfriados em diferentes taxas (a) Campo claro do constituinte AM massivo no aço resfriado na areia ( $0,68^{\circ}\text{C/s}$ ) com padrão de difração de área selecionada (b) Campo escuro (c) Campo claro mostra constituinte AM (seta) entre ripas para o aço resfriado a água (taxa de resfriamento de  $35^{\circ}\text{C/s}$ ) (d) Campo claro de constituinte AM para o aço resfriado ao ar (taxa de resfriamento de  $1,15^{\circ}\text{C/s}$ ) [25].

Atualmente o constituinte AM é encontrado na matriz destas microestruturas devido as adições de elementos microligantes em conjunto com o processamento do aço. Antigamente ele normalmente só era encontrado em soldas na região da zona termicamente afetada (ZTA). Neste trabalho também foi encontrado o constituinte AM na microestrutura dos aços estudados.

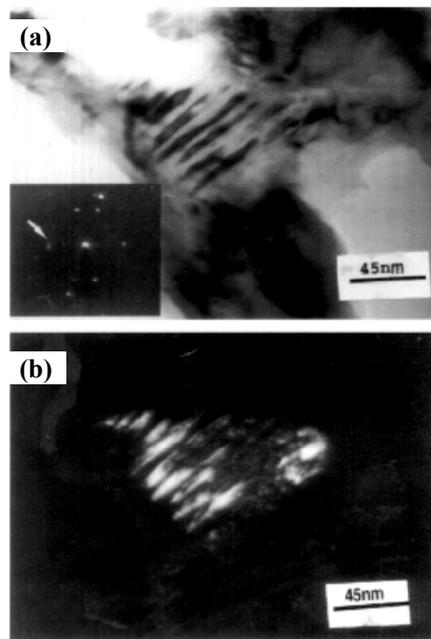


Figura 8. Imagem em MET de martensita maclada no aço resfriado ao ar ( $1,5^{\circ}\text{C}$ ) (a) Campo claro com padrão de difração de área selecionada (b) Campo escuro da martensita maclada [25].

O constituinte AM, conforme Ikawa et al surge durante o resfriamento quando a fase ferrita-bainítica é formada a partir da fase austenítica. A austenita resultante, durante o processo de formação ferrita-bainítica, torna-se estável, devido ao enriquecimento de carbono. Esse enriquecimento acaba por volta de  $350\text{-}400^{\circ}\text{C}$  e o percentual de carbono da austenita resultante pode atingir  $0,5\text{-}0,8\%\text{C}$ . Com a continuação do resfriamento, parte da austenita se decompõe em ferrita e carbeto na faixa de temperatura entre  $300$  e  $350^{\circ}\text{C}$ . Se o resfriamento for rápido o suficiente essa decomposição não ocorre. Então a austenita se transforma em martensita maclada ou martensita em ripas a mais baixa temperatura, e uma pequena percentagem de austenita é retida [26].

Sankaran et al. estudou aços microligados médio carbono de  $0,4\%\text{C}$  forjados e laminados, resfriados em duas etapas, após os processos de conformação mecânica. Em seguida, os aços foram recozidos. Análises em MET foram realizadas antes e após recozimento e para identificação das diferentes microestruturas foram verificadas a morfologia, relações de orientação, como as

de Kurdjumov-Sachs (K-S) entre a austenita e a ferrita e a subestrutura de discordâncias [27].

Os aços analisados antes do recozimento revelaram uma microestrutura multifásica complexa com filmes e blocos de austenita retida. Em ambas condições de conformação os carbeto de vanádio (V) não puderam ser observados, devido ao fato dos carbeto serem muito finos após o resfriamento em duas etapas [27].

No entanto, na condição de recozido os carbeto de vanádio tornaram-se possíveis de serem observados em ambas as condições de deformação, forjado e laminado. A microestrutura do material laminado após resfriamento em duas etapas não revelou as unidades microestruturais individuais pois as características morfológicas não se apresentaram claras. A aglomeração de carbeto na ferrita e na martensita mostra que a estrutura estava altamente deformada [27].

Com o recozimento posterior é produzida uma microestrutura livre de tensões e a observação do aço laminado se torna mais fácil. Pôde ser vista uma microestrutura de ripas de martensita, bainita granular inferior e ferrita poligonal com ripas ou filmes de austenita retida (Figura 9). As ripas de martensita foram encontradas em maior quantidade no aço laminado que no aço forjado [27].

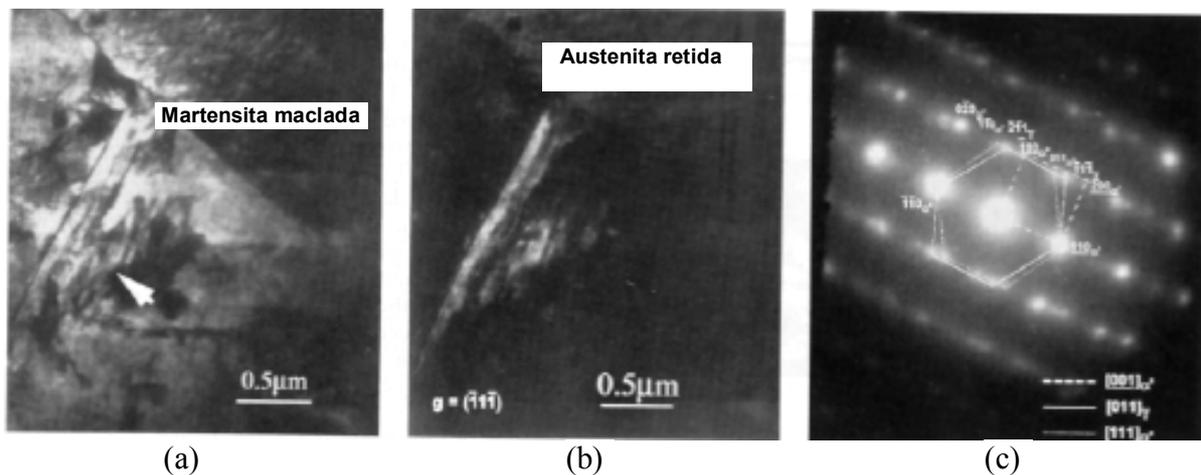


Figura 9. (a) Imagem em campo claro da interface bainita/martensita na microestrutura do aço ferrítico-bainítico-martensítico resfriado em duas etapas. (b) Filme de austenita retida. (c) Padrão de difração e relação entre orientações [27].

A elevada resistência encontrada nesses aços foi atribuída à dispersão fina da fase bainítica, ao refino de grão significativo, a altas densidades de discordâncias da ferrita e ao endurecimento por precipitação fina de carbeto (Figura 10).

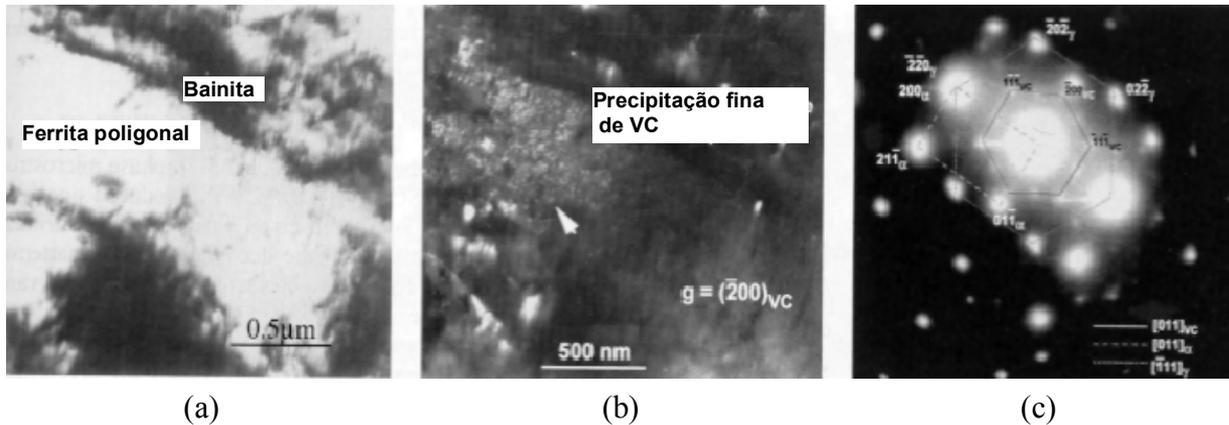


Figura 10. (a) Imagem em campo claro do grão de ferrita poligonal após recozimento do aço ferrítico-bainítico-martensítico resfriado em duas etapas. (b) Imagem em campo escuro de precipitados de carbeto de Vanádio (c) Padrão de difração [27].

Foi verificado que a deformação da austenita proporcionou um efeito na cinética de transformação da bainita modificando sua morfologia. Com a deformação foi reduzido o período de incubação resultando na formação de tiras estreitas finas de ferrita, junto a bandas de deslizamento, e seguido de precipitação de carbeto metaestáveis. A precipitação de carbeto durante a reação bainítica depende da temperatura de transformação e composição química do aço [27].