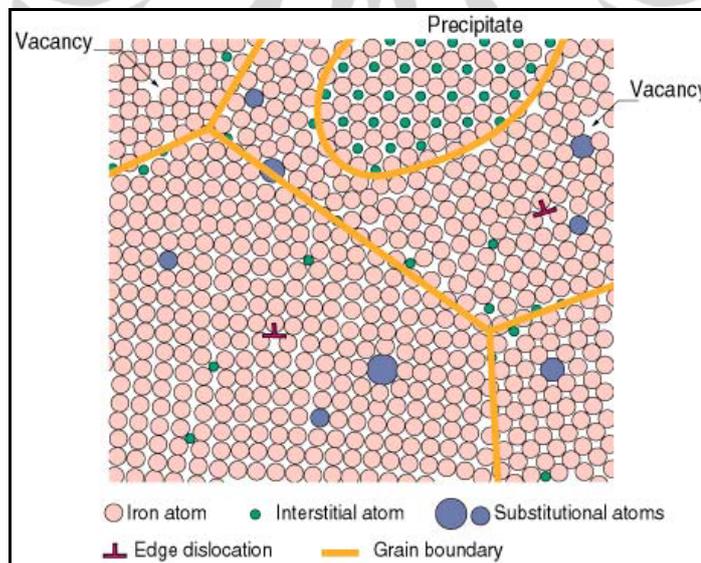


BAB II STUDI LITERATUR

2.1 Mekanisme Penguatan pada Material Logam

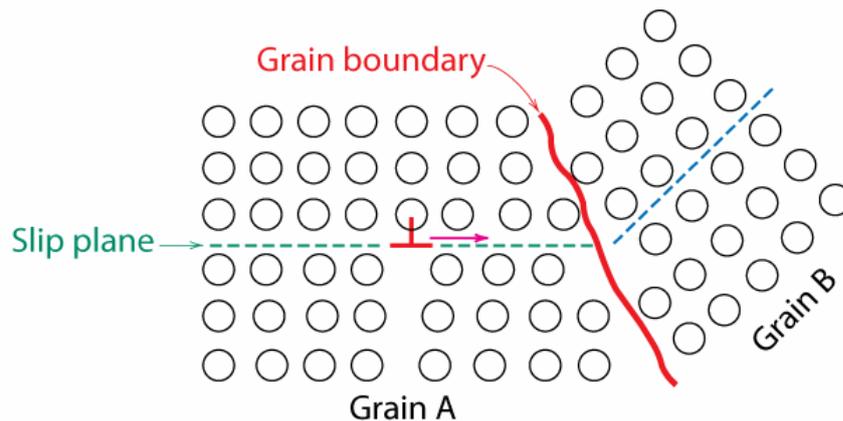
Mekanisme penguatan pada material logam merupakan hubungan antara pergerakan dislokasi dan sifat mekanik dari logam. Kemampuan suatu material logam untuk diubah secara plastis tergantung pada kemampuan dislokasi untuk dapat bergerak. Dengan mengurangi pergerakan dislokasi, kekuatan mekanik dapat ditingkatkan, dimana disebabkan energi mekanik yang dibutuhkan untuk membuat deformasi plastis akan semakin besar. Sebaliknya apabila pergerakan dislokasi tidak ada yang menahan, logam akan lebih mudah untuk terdeformasi. Secara umum mekanisme penguatan yang digunakan pada material logam adalah melalui pengerasan regang, penguatan larutan padat, penguatan presipitasi, dan penguatan batas butir. Gambar 2.1 di bawah ini memperlihatkan mekanisme penguatan yang terjadi pada logam.



Gambar 2.1 Mekanisme penguatan pada logam dalam skala mikroskopik, seperti adanya presipitat, atom interstisi dan substitusi (larutan padat), serta penguatan batas butir[4]

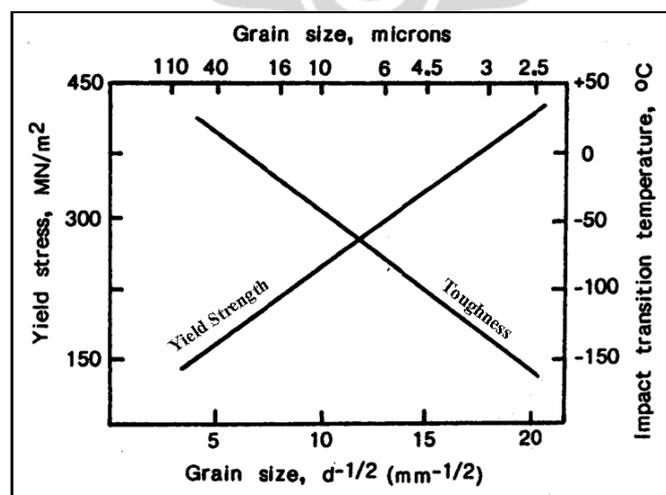
Penghalusan butir adalah salah satu cara yang efektif bagi penguatan yang dihasilkan dengan menghalangi pergerakan dislokasi di sekitar batas butir.

Dengan mengecilnya ukuran dari butir akan meningkatkan batas butir per unit volume dan mengurangi garis edar bebas dari slip yang berkelanjutan. Pergerakan selanjutnya membutuhkan tegangan yang tinggi untuk membuka atau menghasilkan suatu dislokasi baru pada butir berikutnya. Gambar 2.2 menunjukkan pengaruh dari batas butir terhadap pergerakan dislokasi.



Gambar 2.2 Batas butir sebagai *barrier* dalam menghalangi pergerakan dislokasi (searah *slip plane*)[5]

Pada baja, penghalusan butir adalah mekanisme penguatan yang paling diinginkan karena merupakan satu-satunya mekanisme penguatan yang dapat meningkatkan kekuatan dan ketangguhan Charpy. Pada gambar 2.3 ditunjukkan pengaruh dari ukuran butir ferit pada baja terhadap kekuatan luluh dan temperatur impak.



Gambar 2.3 Efek dari ukuran butir ferit terhadap kekuatan luluh dan temperatur impak[4]

Seperti ditunjukkan pada gambar 2.3, pada logam polikristalin seperti pada baja, ukuran butir memiliki pengaruh yang sangat besar terhadap sifat-sifat mekanis. Material logam dengan butir yang halus memiliki kemampuan menahan pergerakan dislokasi lebih baik dibandingkan butir kasar (besar), dikarenakan butir halus memiliki area batas butir total yang lebih luas. Untuk sebagian besar material logam, kekuatan tarik (σ_y) didefinisikan sebagai fungsi dari ukuran butir (d) dalam persamaan Hall Petch[4]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-x} \quad (2.1)$$

dimana σ_0 adalah tegangan geser yang berlawanan arah dengan pergerakan dislokasi pada butir, d adalah diameter butir dan k adalah suatu konstanta yang merepresentasikan tingkat kesulitan untuk menghasilkan suatu dislokasi baru pada butir berikutnya. Walaupun demikian, pengaruh ukuran butir terhadap sifat mekanis memiliki batasan dimana butir yang terlalu halus (<10nm) akan menurunkan sifat mekanis akibat *grain boundary sliding*.

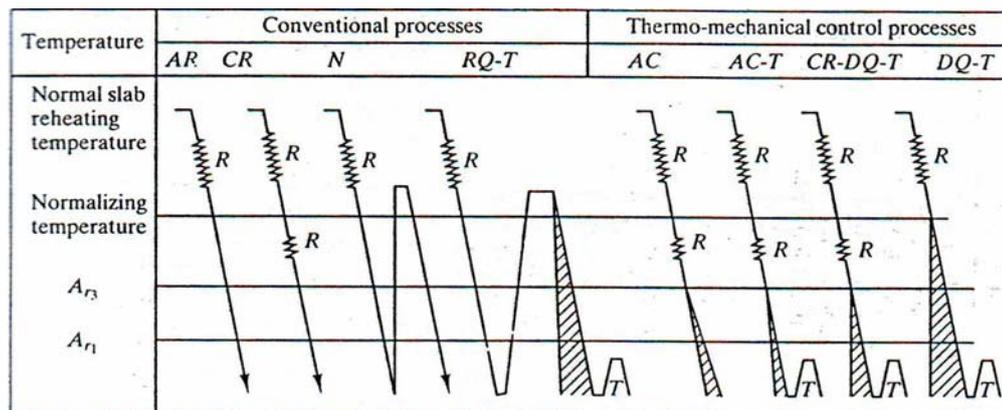
Struktur butir dengan kehalusan tinggi pada material baja dapat diperoleh dengan kombinasi dari proses pengerjaan panas dan pendinginan terkendali serta pengaruh penambahan paduan. Dalam hal ini ukuran butir dikendalikan melalui pengaturan temperatur dan besar deformasi dalam suatu konsep perlakuan termomekanik atau TMCP.

2.2 Prinsip Proses Thermomekanik

Proses thermomekanik merupakan suatu proses pengerjaan panas yang dilakukan dengan mengontrol mikrostruktur logam selama proses pembentukannya dalam menghasilkan sifat mekanis yang baik. Secara umum, dalam suatu proses canai panas, tahapan proses thermomekanik meliputi proses pemanasan awal, deformasi panas, serta pendinginan. Pemanasan awal pada suatu tahapan proses canai panas akan mempengaruhi mikrostruktur akhir yang terbentuk.

Proses canai panas yang dilakukan pada temperatur tinggi mempunyai variabel atau ketergantungan pada temperatur, dan besarnya regangan. Proses ini melibatkan perubahan struktur yang terjadi pada material dimana terjadi peningkatan kerapatan dislokasi, yang kemudian diiringi dengan perubahan

struktur ketika mencapai regangan mencapai ε_c atau regangan kritis. Pada prinsipnya, proses canai panas adalah proses canai dengan temperatur diatas temperatur rekristalisasi dari material, yang dapat dibedakan dari metode konvensional dan TMCP. Metode terakhir merupakan metode yang paling banyak digunakan hingga saat ini. Gambar 2.4 menggambarkan secara skematis dari metode-metode dalam proses canai panas.



Gambar 2.4 Perbandingan metode proses canai panas[4]

AR-as rolled; CR-controlled rolled; N-rolled and normalized; RQ-T-rolled-quencehd and tempered; AC-controlled rolled, accelerated cooling; AC-T-AC plus tempering; CR-DQ-T-CR plus direct quenched and tempered; DQ-T-rolled, direct-quenched and tempered

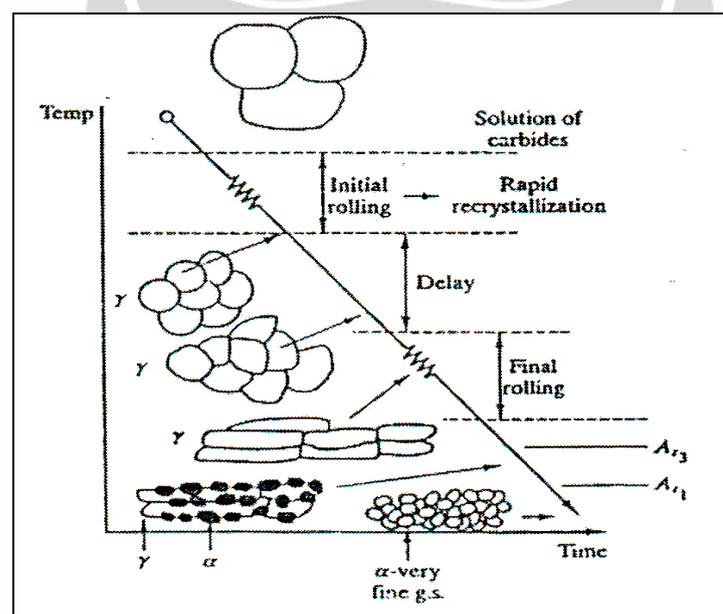
2.2.1 Pengendalian Struktur Austenit

Pada proses thermomekanik baja karbon, pengendalian struktur austenit adalah faktor paling utama yang dilakukan pertama kali pada saat proses pemanasan awal. Pengendalian selanjutnya terjadi setelah proses deformasi panas, dimana interval waktu antara deformasi pertama dan kedua, atau antara deformasi dengan pendinginan, akan memberikan kesempatan pada struktur austenit untuk mengalami *recovery*, rekristalisasi dan pertumbuhan butir. Kemudian pendinginan menjadi proses terakhir tahapan pengendalian hingga didapat struktur akhir ferit yang diinginkan. Secara skematis, perubahan struktur yang terjadi selama proses thermomekanik dapat dilihat pada gambar 2.5.

Ada banyak metode yang digunakan dalam mengendalikan mikrostruktur selama deformasi panas baja. Misalnya dengan melakukan penahanan proses rekristalisasi pada temperatur canai lebih rendah, mendekati A_{r3} . Sehingga

diperoleh struktur austenit dalam kondisi regang untuk mendapatkan struktur ferit yang halus. Metode ini dikenal dengan *Conventional Controlled Rolling* (CCR) dimana memiliki konsekuensi beban rolling yang tinggi. Metode lain adalah dengan melakukan pengendalian proses rekristalisasi austenit hingga diperoleh struktur austenit yang halus[3], yang dikenal dengan *Recrystallization Controlled Rolling* (RCR). Dalam aplikasi baja HSLA, kedua metode sangat efektif dilakukan karena adanya unsur presipitat seperti Nb(CN) yang dapat menahan rekristalisasi, kemudian unsur V dan Ti yang berpengaruh mencegah pertumbuhan butir setelah rekristalisasi[3].

Namun pada baja C-Mn, penerapan kedua metode ini kurang efektif dikarenakan tidak adanya unsur penahan rekristalisasi seperti pada CCR maupun pencegah pertumbuhan butir seperti pada RCR.. Padahal diharapkan dari struktur austenit tersebut, dihasilkan butir ferit yang halus dimana penghalusan butir adalah salah satu mekanisme penguatan pada baja. Selain itu, pada jenis baja ini, proses rekristalisasi dapat terjadi dalam waktu singkat akibat tidak adanya presipitat yang menghambat. Oleh karena itu, diperlukan metode untuk mengendalikan struktur austenit pada baja C-Mn misalnya dengan melakukan pendinginan terputus (*interrupted cooling*) sebelum pendinginan akhir. Sehingga ferit yang bertransformasi berasal dari butir austenit yang optimal.



Gambar 2.5 Ilustrasi perubahan struktur selama proses thermomekanik canai panas[4]

2.3 Fenomena Rekrystalisasi Austenit

Fenomena rekrystalisasi dalam terminologi perlakuan panas, secara sederhana dikatakan sebagai tahapan kedua yang terjadi jika logam hasil pengerjaan dingin dipanaskan, sesuai dengan urutan *recovery*-rekrystalisasi-pertumbuhan butir. Pada akhir dari tahap *recovery*, nukleus mulai membentuk butir-butir baru pada batas butir dari butir lama dan merupakan suatu indikasi awal dari tahap rekrystalisasi.

Rekrystalisasi dalam proses laku panas merupakan proses aktivasi termal dalam perubahan mikrostruktur dengan jalan pembentukan butir baru bebas regang yang terjadi karena adanya penggabungan sub butir. Apabila pada pemanasan baja hingga mencapai temperatur austenitisasi, maka akan terlihat sejumlah kristal baru yang terbentuk dalam struktur mikro baja. Dan bila semua kristal-kristal berevolusi membentuk kristal baru, bebas regang, butir-butir yang dapat dikatakan seragam, maka mikrostruktur ini mencapai rekrystalisasi penuh. Pada pengerjaan panas rekrystalisasi dapat timbul baik secara dinamik selama deformasi atau statik pada saat setelah deformasi.

2.3.1 Rekrystalisasi Dinamik

Rekrystalisasi dinamik berlangsung pada rentang regangan selama deformasi yang berkenaan dengan kondisi *steady state* aliran tegangan. Pada baja karbon yang mengalami proses canai, peran rekrystalisasi dinamik ini dapat dikatakan kecil. Hal ini berdasarkan bahwa regangan kritis yang dibutuhkan untuk mencapai kondisi *steady state* aliran tegangan sangat besar. Nukleus dari rekrystalisasi ini akan terbentuk bila regangan kritis (ϵ_c) tercapai, tetapi aliran tegangan tidak menurun pada titik ini dimana tegangan masih naik sampai nilai regangan puncak (ϵ_p), setelah beberapa fraksi rekrystalisasi terjadi dan penurunan efek *strain hardening* menurun akibat adanya *recovery* dan rekrystalisasi dinamik.

Perubahan struktural dari material akan menyebabkan meningkatnya densitas dislokasi dan energi yang tersimpan hingga ϵ_c dan juga meningkatkan *recovery* dan rekrystalisasi dinamik pada saat ϵ_c . Pada saat *recovery* dinamik, dislokasi tersusun kembali ke batas bagian butir. Nilai ϵ_p tergantung dari

parameter Zener Hollomon (Z). Parameter Zener Hollomon adalah suatu fungsi temperatur yang mengimbangi laju regangan dan dinyatakan dengan [6]:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q_{\text{def}}/RT_{\text{def}}) \quad (2.2)$$

dimana $\dot{\epsilon}$ adalah laju regangan, Q_{def} adalah energi aktivasi pada deformasi, R adalah konstanta gas ideal dan T_{def} adalah temperatur deformasi.

Pada temperatur yang tinggi dengan laju regangan yang rendah, rekristalisasi dinamik (X_d) akan terjadi. Dalam kondisi ini, rekristalisasi dinamik yang terjadi pada $\epsilon \geq \epsilon_c$ dinyatakan oleh Zener Hollomon dengan [6]:

$$X_d = 1 - \exp\left(-k \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_p}\right)^n\right) \quad (2.3)$$

Beberapa penelitian menyatakan bahwa batasan dari rekristalisasi dinamik terjadi pada $\epsilon_c \approx 0,8 \cdot \epsilon_p$, dan jika $\epsilon \geq \epsilon_c$ maka efek dari rekristalisasi dinamik terhadap laju tegangan dapat dikembangkan dari persamaan dasar Avrami.

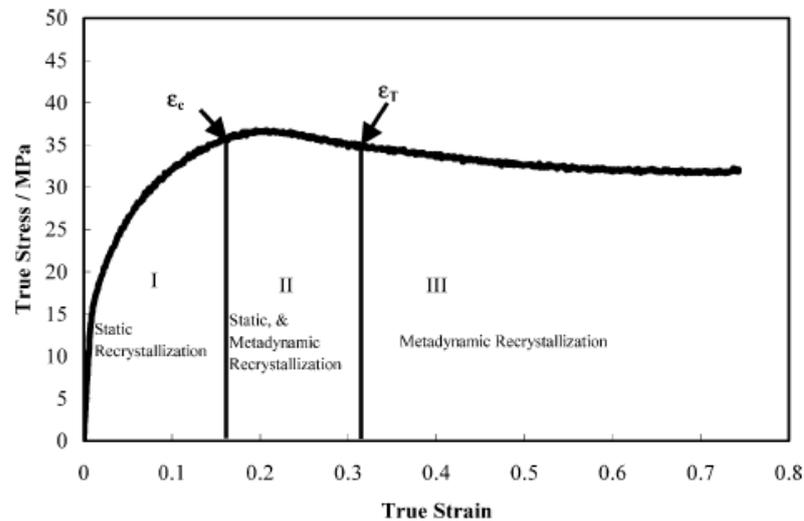
2.3.2 Rekristalisasi Statik

Rekristalisasi statik terjadi setelah material mengalami proses deformasi panas dan tidak lagi dipengaruhi oleh beban. Perubahan struktur pada rekristalisasi statik ini lebih stabil bila dibandingkan dengan rekristalisasi dinamik.

Setelah deformasi, pelunakan akibat *recovery* dan rekristalisasi statik terjadi dengan waktu dan laju yang tergantung pada kondisi deformasi sebelumnya dan temperatur tahannya. Proses ini diikuti dengan perubahan tegangan *yield* dan tegangan alir pada deformasi kedua yang diberikan setelah suatu waktu tahan yang berbeda untuk memperoleh indeks tegangan yang tersimpan. Selama proses deformasi panas, baja berada dalam fasa austenit. *Flow stress* awalnya akan bertambah sesuai dengan bertambahnya regangan, dengan adanya pengerasan regang dan proses *recovery*.

Waktu tercapai regangan kritis ϵ_c , terjadi pelunakan akibat rekristalisasi dinamik dan *flow stress* menurun drastis hingga tercapai keadaan stabil (steady-state) setelah interval ϵ_x , dimana terjadi rekristalisasi dari sejumlah besar butir. Puncak *flow stress* terjadi pada rekristalisasi sejumlah kecil butir, sehingga pada

regangan puncak ϵ_p flow stress selalu lebih tinggi daripada kondisi regangan kritis ϵ_c . Gambar 2.6 menggambarkan peristiwa rekristalisasi dalam karakteristik aliran tegangan.



Gambar 2.6 Aliran tegangan dalam proses pelunakan selama deformasi panas, dimana terdapat regangan kritis, ϵ_c untuk terjadinya rekristalisasi dinamik[6]

Fraksi rekristalisasi (X_v) semakin meningkat seiring dengan waktu dan umumnya membentuk kurva signoidal, seperti ditunjukkan pada gambar 2.6. Bentuk dari kurva ini mengikuti persamaan Avrami yaitu:

$$X_v = 1 - \exp(-C(t/t_f)^n) \quad (2.4)$$

dimana t menyatakan lamanya waktu, t_f waktu untuk terbentuknya rekristalisasi sebesar f persen dan C adalah suatu konstanta dengan besaran $C = -\ln(1 - f)$.

Dalam perumusan Yada[7], disebutkan bahwa fraksi rekristalisasi merupakan fungsi dari luas permukaan butir per unit area, S_v . Sehingga perhitungan fraksi rekristalisasi menjadi:

$$X_{st} = 1 - \exp\left[-0.693\left(\frac{t-t_0}{t_{0.5}}\right)^2\right] \quad (2.5)$$

Dimana

$$t_{0.5} = 2.2 * 10^{-12} * S_v^{-0.5} * \epsilon^{-0.2} * \epsilon^{-2} * \exp\left(\frac{3000}{T}\right) \quad (2.6)$$

$$S_v = \frac{24}{\pi d_0} (0.491e^\epsilon + 0.155e^{-\epsilon} + 0.1433e^{-3\epsilon}) \quad (2.7)$$

2.4 Transformasi Austenit-Ferit

2.4.1 Transformasi Austenit-Ferit

Proses nukleasi ferit terjadi pada proses transformasi austenit selama pendinginan. Tempat-tempat potensial untuk nukleasi pada butir diantaranya pada batas butir dan juga partikel endapan yang terdapat di dalam butir.[8] Butir yang mengalami deformasi akan meningkatkan kerapatan potensial nukleasi selama transformasi. Pengaruh dari fenomena rekristalisasi austenit yang terjadi dalam proses pengerjaan panas akan menghasilkan karakteristik fasa ferit yang bervariasi.

Laju nukleasi selama transformasi bergantung dari *driving force* yang diperlukan. Semakin kecil *driving force* maka laju nukleasi akan semakin besar[2]. Pengurangan *driving force* untuk nukleasi dapat dilakukan melalui nukleasi heterogenous (I_s/α), seperti pada batas butir, adanya dislokasi, dan inklusi (endapan), lebih cepat daripada nukleasi homogenous (I_h/α) dimana setiap atom berpotensi sebagai tempat potensial nukleasi karena membutuhkan *driving force* yang besar.

Proses difusi transformasi austenit biasanya merupakan nukleasi heterogenous diikuti pertumbuhan butir ferit. Fraksi ferit yang terbentuk pada laju nukleasi dan pertumbuhan yang konstan dirumuskan sebagai[8]:

$$X = 1 - \exp\left[\frac{-f(T)t^n}{d^m}\right] \quad (2.8)$$

dimana $f(T)$ adalah fungsi dari komposisi kimia dan temperatur, dan d adalah diameter butir austenit. Proses difusi yang terjadi selama transformasi adalah fungsi dari energi bebas ΔG yang bergantung dari kadar karbon dalam komposisi baja. Dalam hal ini laju nukleasi dapat dirumuskan dalam[8]:

$$I = T^{1/2} D \exp\left[\frac{-k^3}{T(\Delta G)^2}\right] \quad (2.9)$$

dimana D adalah koefisien difusi, ΔG adalah energi bebas di antara fasa dan matriks, k^3 adalah konstanta yang bergantung dari energi interfase nukleus (*interfacial energy*).

Dalam beberapa penelitian menyebutkan bahwa laju transformasi austenit-ferit akan meningkat dengan meningkatnya deformasi. Menurut Umemoto dkk[2],

pada kondisi tak terdeformasi, batas butir merupakan tempat nukleasi ferit dominan. Sedangkan pada kondisi deformasi, laju nukleasi dapat dipercepat. Laju nukleasi adalah sebanding dengan kuadrat jumlah butir ferit per satuan luas permukaan butir austenit. Santoso[9] menyatakan hubungan antara rasio transformasi butir austenit terhadap butir ferit ($d\gamma/d\alpha$) melalui persamaan (2.10) dan (2.11). Perumusan didapat dari modifikasi dari fraksi volume ferit yang memiliki radius butir yang tumbuh sebagai fungsi waktu sehingga diperoleh perumusan laju nukleasi ferit yang dinyatakan dalam rasio transformasi butir austenit-ferit:

$$d\gamma/d\alpha = 1,0227 \left(I_h/\alpha \right)^{2/5} d\gamma \quad (2.10)$$

dan

$$d\gamma/d\alpha = \left(2/\pi \right)^{1/6} \left(I_s/\alpha \right)^{2/5} d\gamma^{2/3} \quad (2.11)$$

dimana I_h/α dan I_s/α adalah laju nukleasi homogenous dan heterogenous, $d\gamma$ adalah besar butir austenit dan $d\alpha$ adalah besar butir ferit.

2.4.2 *Pertumbuhan Ferit*[8]

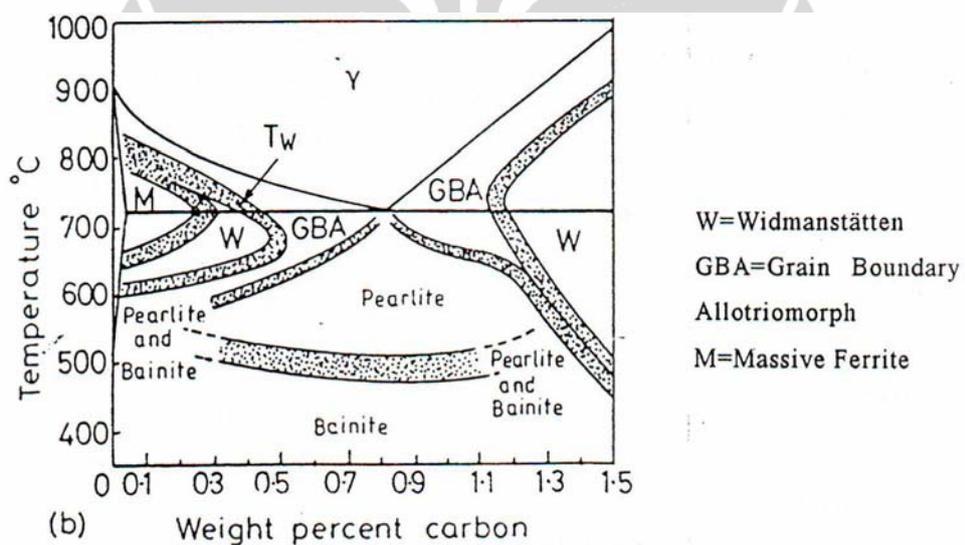
Pertumbuhan ferit diawali dengan proses nukleasi dimana proses difusi karbon sangat menentukan bentuk morfologi dari struktur ferit.

Pada pendinginan lambat (undercooling) di bawah temperatur A_{r3} , ferit bernukleasi pada batas butir austenit dan tumbuh secara lokal dan membentuk struktur butir allotriomorf. Pada pendinginan lebih cepat, ada kecenderungan ferit akan tumbuh seperti pelat yang disebut struktur Widmanstätten dimana ukurannya lebih kecil (halus) pada pendinginan lebih cepat.

Alasan mengenai transisi dari bentuk allotriomorf menjadi Widmanstätten dengan pendinginan yang berbeda tidak begitu mudah dipahami. Namun Aaronson memberikan penjelasan bahwa hal tersebut dipengaruhi oleh interfase nukleus dengan butir austenit yang dapat semikoheren dan inkoheren untuk bermigrasi menjadi butir, yang berbeda untuk setiap pendinginan. Pada pendinginan lambat, interfase semikoheren dan inkoheren bermigrasi dengan laju yang sama, sedangkan pada pendinginan lebih cepat hanya interfase inkoheren yang dapat bermigrasi dengan driving force yang tinggi.

Ferit juga dapat tumbuh di dalam matriks austenit atau disebut intragranular ferrite. Tempat nukleasi yang sesuai diantaranya pada inklusi dan dislokasi. Struktur ferit ini cenderung seragam dengan pendinginan lambat dan berbentuk pelat dengan pendinginan cepat.

Tetapi laju untuk nukleasi di dalam matriks lebih kecil dibandingkan pada batas butir. Sehingga ukuran dari intragranular ferrite bergantung dari ukuran butir austenit. Pada ukuran butir austenit yang halus, ferit yang terbentuk pada batas butir akan meningkatkan konsentrasi karbon dalam matriks, dan mengurangi laju pendinginan (undercooling) sehingga proses nukleasi menjadi lebih sulit. Sedangkan pada butir besar dibutuhkan waktu lebih lama untuk proses difusi karbon menuju bagian tengah matriks sehingga ada banyak waktu untuk nukleasi terjadi dari dalam matriks (intragranular).



Gambar 2.7 Zona transisi morfologi ferit dari temperatur transformasi austenit terhadap komposisi karbon untuk Baja karbon[8]

Untuk proses nukleasi pada temperatur yang berbeda, nukleus yang terbentuk pada temperatur paling tinggi akan terjadi pada permukaan butir dan diikuti pada sisi butir pada temperatur lebih rendah, dan akhirnya terjadi pada batas butir pada temperatur paling rendah. Pada butir yang kecil, dimana terdapat banyak tempat nukleasi pada permukaan dan sisi butir, nukleasi terjadi di atas temperatur Widmanstätten (T_w) dan membentuk struktur allotriomorf. Pada butir yang besar, sebagian nukleasi terjadi pada temperatur tinggi, dan sisa austenit

akan tidak bertransformasi hingga mencapai temperatur T_w dimana ferit akan lebih mudah bernukleasi pada batas butir dan tumbuh sebagai struktur Widmanstatten. Jumlah fraksi ferit dalam hal ini akan berkurang dengan menurunnya temperatur transformasi.

Pemahaman tentang proses transformasi fasa austenit terutama dari pengaruh proses rekristalisasi di atas merupakan langkah awal dalam mendapatkan kriteria untuk mengembangkan sifat-sifat mekanis pada baja C-Mn melalui proses deformasi panas.

