

技術資料

UDC 669.14.018.295 : 621.785.78 : 621.771.237.016.2-5

高張力鋼の制御圧延における冶金的因子と
ホットストリップへの適用*

田中智夫**・榎並禎一**

Metallurgical Variables Involved in Controlled Rolling of High
Tensile Steels and Its Application to Hot Strip

Tomoo TANAKA and Tei-ichi ENAMI

Synopsis:

From the standpoint of improving the mechanical properties and particularly weldability in high tensile strength steels, much attention has been paid to the controlled rolling which has possibilities to make full use of potentiality existed in materials. In this paper, general review on this method is done. That is; firstly, the relation between mechanical properties and microstructures is mentioned. Secondly, the important variables which affect controlled rolling are considered; (1) the amount of hot-working, (2) the temperature range over which hot-working is applied, (3) the rate of recrystallization in deformed austenite, (4) possible causes of the retardation of recrystallization by the addition of alloying elements, (5) the role of carbonitrides, (6) chemical composition of steels, and (7) the rate of cooling following rolling and particularly during the transformation range. Lastly, the application of the controlled rolling to hot strip is considered and typical examples of controlled rolled hot strips are exhibited.

(Received Mar. 18, 1972)

1. 緒 言

調質型の高張力鋼は組織の微細化、析出物の分散硬化、固溶硬化などが最高度に近い形で利用され、高強度、強靱性、すぐれた溶接性が得られている。しかしそのために熱間圧延後さらに焼入焼もどし操作をするため、製造工程の延長、製造コストの上昇が避けられなくなる。そこで使用条件のあまりきびしくない所には C-Si-Mn を主体にした熱間圧延のままの、あるいは焼準処理を施した非調質高張力鋼が使用されている。非調質高張力鋼の組織は基本的にはフェライト-パーライト組織であるため、合金成分が有効に使用され切つておらず、したがって強度レベルの割には合金成分が高く、溶接性が悪いことになる。非調質高張力鋼におけるこのような不利な点を克服するための努力の一つは、ベイナイト鋼 (0.4% Mo-B 鋼) の開発であろう。しかし、通常の高温熱間圧延材は粗大なベイナイト組織を持ち、衝撃特性が悪く優秀な材料とは言いがたいのである。

靱性、溶接性のすぐれた材料を得る方法として種々の

加工熱処理が最近数年の間に試みられている。この加工熱処理の中でも、非調質高張力鋼の材質向上の手法として、コントロールドローリングが最近とくに注目されるに至った。ここで、コントロールドローリングは次のように定義されよう。熱間加工は A_3 以上の温度で安定なオーステナイト域で行なうこと、最終に近いパスの圧下量と圧延温度を厳密にコントロールすること、最終パスは変態点に近い温度で行なうこと、圧延後は冷却速度を早め、かつコントロールすること、である。

コントロールドローリングによって得られた材料の組織上の特質としては、結晶粒が微細である、析出物が微細に分散している、塊状のパーライトが少ない、パーライトそのものの量が少ない、ミクロ的に加工による歪が残存している (回復、ポリゴン化が不十分である)、などの事柄が指摘されよう。過去数年の間に発表された報告の中で、Pearlite-reduced steel¹⁾、Pearlite-free steel²⁾、HSLA³⁾ (Hot-rolled High-strength, Low-Alloy steel)

* 昭和 47 年 3 月 18 日受付 (依頼技術資料)

** 川崎製鉄(株)技術研究所

はいずれもコントロールドローリング鋼に属するものである。

コントロールドローリングによって得られる非調質高張力鋼はその組織が微細なフェライト-パーライトであることが本質的であると考えられる。そこで本稿ではフェライト-パーライト組織の機械的性質を支配する因子について考え、次にコントロールドローリングと結晶粒、変態および析出物との関係を述べ、最後にホットストリップ工程にコントロールドローリングを適用するときの問題点を、著者自身のデータと報告されたデータとを併用しながら述べることにする。

2. フェライト-パーライト組織の機械的性質

2.1 多結晶体の強度

よく知られているように多結晶体の降伏応力は Hall-Petch の関係式⁴⁾⁵⁾で表わされる。

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad \dots\dots\dots (1)$$

k_y については純鉄での報告⁶⁾⁷⁾⁸⁾が多いが、 $2 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 程度の値である。IRANI らの結果⁹⁾に Si の効果⁴²⁾を加味すると焼準材の降伏、引張強度はそれぞれ次のごとくなる。

$$\sigma_y (\text{kg/mm}^2) = 8.30 + 2.24(\% \text{ Mn}) + 6.0(\% \text{ Si}) + 2.03 d^{-1/2} \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$\sigma_t (\text{kg/mm}^2) = 23.15 + 2.63(\% \text{ Mn}) + 10.6(\% \text{ Si}) + 1.34 d^{-1/2} + 0.36(\% \text{ パーライト}) \quad \dots\dots (3)$$

(1)あるいは(2)式から引き出せる重要な結論は二つある。すなわち、降伏応力は結晶粒度に大きく依存すること、またパーライトは降伏強度には寄与しないことである。したがって合金成分を低く押えた上で降伏強度を上げるためには、パーライトのかわりに析出物を微細に分散させること、結晶粒を微細化することが大切である。

(3)式からもわかるように、試験片全体が大きく変形しなければならぬような応力状態、すなわち引張強度にはパーライトが寄与する。そこでパーライト量の少ない組織は必然的に降伏比が高くなる。

2.2 析出硬化

析出物による分散強化では、析出物は転位との相互作用の点から2種類に分けられる¹⁰⁾。母相と整合関係を持たない球状の炭化物、金属酸化物が分散相として存在するときは、転位は分散相を切つて進むことができず、by-pass によって前進する。これに反して母相と整合関係にある析出物では、転位は析出物を切つて進む。析出初期の細かい炭化物は整合であることが多いので、後者の過程で転位の運動が起こる場合もあると考えられる。

転位が by-pass によって析出物乗り越えて前進するに必要な応力は OROWAN¹¹⁾ によつて提唱された。

$$\tau = \tau_0 + 2T/b\lambda \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで τ_0 = マトリックスの降伏応力、 T = 半円形になつてゐる転位の線張力、 b = バーガースベクトル、 λ = 析出物間の距離である。OROWAN の式を厳密にしたのが次式¹⁰⁾である。ここではせん転位が by-pass する場合の応力を示す。

$$\tau_{\text{screw}} = \tau_0 + \frac{1}{1.18} \cdot \frac{1}{(1-\nu)} \cdot \frac{2A}{b\lambda} \quad \dots\dots\dots (5)$$

ここで $A = \frac{Gb^2}{4\pi} \ln\left(\frac{d}{2b}\right)$ 、 G = マトリックスの剛性率、 d = 析出物の直径、 ν = ポアソン比である。

転位が析出物を切つて進むに要する応力として、JACKSON¹²⁾は次式が実験値と比較的良好一致を示すと述べている。

$$\Delta\tau = \left(\frac{\gamma_A}{b}\right) \left\{ \left(\frac{\lambda}{d}\right) + 1 \right\}^{-1} \quad \dots\dots\dots (6)$$

ここで γ_A = anti-phase boundary energy、 λ = 析出物間の距離、 d = 析出物の直径である。

いずれの場合も析出物間の距離 λ が小さいほど降伏応力は高くなること(5)、(6)式からわかる。すなわち析出物はできるだけ細かく分散させることが強度への寄与を大きくする方法である。YEO³⁾は NbC について OROWAN の式を用い、降伏応力 σ と Nb 濃度との間に次の関係式を得た。

$$\sigma = \frac{1420}{d} [(\text{Nb})^{1/3} - 0.12] \quad \dots\dots\dots (7)$$

ここで d は NbC の直径 (Å) である。この式によれば析出物が 200 Å 以上に凝集すると強度への寄与は非常に小さくなる。この式は実測値とよく一致することであり³⁾、このことは析出物が非常に微細なときでも転位は by-pass によつて進行することを意味する。

一方、BATTE¹³⁾によれば、V の多い材料で V_4C_3 がオーステナイト/フェライトの境界に沿つて細かく分散析出する場合には降伏応力 σ は

$$\sigma = k\lambda^{-1/2} \quad \dots\dots\dots (8)$$

によつて整理され、上述の by-pass あるいは cutting のいずれとも異なる Hall-Petch 型の関係式が成立する。

2.3 衝撃特性

破面遷移温度 T_C の結晶粒度依存性について PETCH⁵⁾は次式を得た。

$$\begin{aligned} \beta T_C &= \ln \beta - \ln \left(\frac{4\rho\mu}{k} - k \right) - \ln d^{-1/2} \\ &= \ln \beta - \ln C - \ln d^{-1/2} \quad \dots\dots\dots (9) \end{aligned}$$

ここで β = 内部応力 σ_i に関する物質常数、 C =

クラックの伝播を阻止する能力の尺度、 d = 結晶粒径である。フェライト-パーライト鋼で求められた回帰式として、圧延材、焼準材についてそれぞれ次式が提出されている。

圧延材¹⁴⁾

$$T_c(^{\circ}\text{C}) = 43 - 37(\% \text{ Mn}) - 6 \cdot 2 d^{-1/2} + 1 \cdot 5 (\% \text{ パーライト}) \dots\dots\dots (10)$$

焼準材¹⁵⁾

$$T_c(^{\circ}\text{C}) = 63 - 11 \cdot 6 d^{-1/2} + 2 \cdot 2 (\% \text{ パーライト}) \dots\dots\dots (11)$$

IRANI ら⁹⁾ はより適正な式として次式を提案した。

$$T_c(^{\circ}\text{C}) = 36 + \frac{690 - 190 d^{-1/2}}{3 \cdot 5 + (\% \text{ パーライト})} \dots\dots\dots (12)$$

Fig. 1 に示すように結晶粒の微細化、パーライト量の減少にしたがつて遷移温度は急速に低下する。

MEYER ら¹⁶⁾ は降伏応力の増加に伴う遷移温度の変化の比

$$K = \Delta T_c / \Delta \sigma \left(\frac{\text{degree}}{\text{kg/mm}^2} \right) \dots\dots\dots (13)$$

を文献上から求めて、それぞれ次の値を得た。

$$K = -6^{\circ}\text{C} / \text{kg/mm}^2 \text{ (結晶粒微細化)} \dots\dots (14)$$

$$K = +3 \cdot 5^{\circ}\text{C} / \text{kg/mm}^2 \text{ (析出硬化)} \dots\dots (15)$$

すなわち、結晶粒微細化による硬化とはまったく逆に、析出硬化は遷移温度を高温側に移行させる。この問題は後節で触れるが、合金元素の利用法としては結晶粒微細化の方向で使用すべきであり、析出硬化の方向でのみ利用すると材料は脆化の方向に向うのである。

結晶粒界に析出した炭化物が脆性破壊を誘起すること

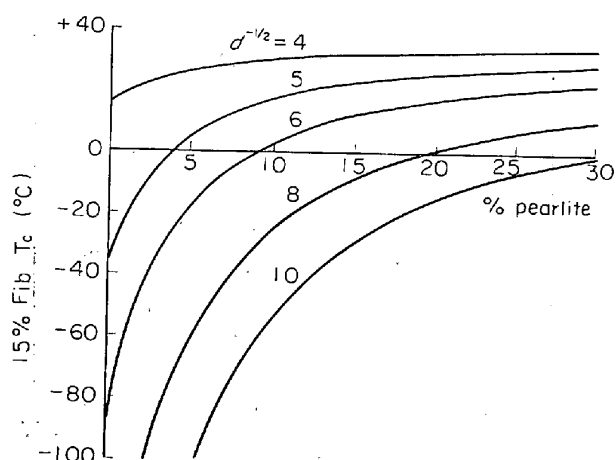


Fig. 1. Effect of pearlite content and ferrite grain size on the transition temperature of controlled rolled low carbon 0.8% Mn structural steels²⁾.

はよく知られている。ALMOND ら¹⁷⁾ は脆性破壊強度、 σ_F として次式を提出した。

$$\sigma_F = \left(\frac{k_y d}{4t^2} + \frac{8\mu\gamma}{\pi(1-\nu)t} \right)^{1/2} - \frac{k_y d^{1/2}}{2t} \dots\dots\dots (16)$$

ここで d = 結晶粒径、 t = カーバイドの厚さ、 μ = 剛性率、 γ = 有効表面エネルギー、 ν = ポアソン比である。 $\sigma_F \leq \sigma_y$ になると脆性破壊が発生するのであり、 σ_F は t が大きいほど小さな値になる。すなわち粒界炭化物が厚くなるほど遷移温度は上昇する。一般には、同一材料では結晶粒を粗大化させるような熱処理をすると粒界炭化物も大きく成長する¹⁸⁾¹⁹⁾ので、双方の効果によって脆性破壊がより起こりやすくなる。

2.4 非調質高張力鋼の組織

焼もどしマルテンサイトは結晶粒が細かく、析出物は微細に分散しており理想に近い組織と言えよう。圧延のまま、あるいは高温の焼準で得られるベイナイト（あるいは Widmanstätten）的な組織は概して粗粒であり、塊状の炭化物が析出しているため衝撃特性が悪い。フェライト-パーライト組織の衝撃特性は、焼もどしマルテンサイトと上部ベイナイト組織の中間に位置している。高張力鋼を得るために合金成分を添加すると多くの場合 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が遅れ、鋼はベイナイト変態を起こしやすいので、ベイナイト組織が出ないように工夫した上でフェライト-パーライト鋼の強度、靱性を向上させる必要がある。このような要請に答えるには前節での考察から次の諸方法がとられるべきである。

(1) 結晶粒を微細化して降伏強度、衝撃特性の向上を計る ((1), (2), (9)~(14)式参照)

(2) 合金元素の添加は結晶粒の微細化による硬化の方向で利用すべきである。((14), (15)式参照)

(3) パーライトは降伏強度に寄与せず、しかも遷移温度を高温側に移行させるので、できるだけ少なくすることが望ましい。((2), (10)~(12)式参照)

(4) 炭化物を細かく分散析出させることが降伏強度、靱性の向上のために望ましい。((4)~(8), (16)式参照)。(結晶粒が細かくなると析出物も微細化する。)

以上、要するに非調質高張力鋼の場合結晶粒を細かくすることが必要であり、コントロールドローリングは微細な結晶粒を得るための一便法であると言っても過言ではない。

3. 熱間加工後の再結晶

再結晶したオーステナイト(γ)がフェライト(α)に変態するとき、 α 粒の核生成場所は γ 粒界が主である。したがって、 α の結晶粒は、(1)変態前の γ 結晶粒、(2)

$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度, (3) 変態後の α の結晶粗大化度, (4) 鋼の化学組成などに依存する. また熱間加工を受けた γ が未再結晶のまま $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態するときは, α の変態核は主として元の γ 粒界のほかにすべり帯などで生成される (Photo. 1 参照のこと). したがって変態後の α 粒は上記因子のほかに, (5) 熱間加工量, (6) 熱間加工温度範囲に大きく依存する. 熱間加工によつて伸長された未再結晶 γ が直接 α に変態するほうがより細かい α 粒を生ずることになる. いずれの場合にも α 粒は直接変態前の γ の状態に大きく依存する. したがって α 粒を細かくするためには γ 粒を細かくする必要がある. そこでまず高温で熱間加工を受けた γ の再結晶挙動を考えてみよう. スラブの加熱 \rightarrow 熱間加工 (A_3 以上の温度で) \rightarrow 再結晶 \rightarrow 結晶粒粗大化の各過程を次のように説明することができる.

(1) 熱間加工の開始とともに多くのすべり系で転位の運動が起こり, 上昇運動と交差すべりによつてからみ合いへと進む. 巨視的にはこの段階で結晶粒は伸長され, 各結晶粒はセルで分割されている. この段階以後転位の生成と消滅は一種の動的平衡を保つ²⁰⁾²¹⁾.

(2) 加工歪が十分蓄積されると転位の再配列が起こつて亜結晶粒の形成, ポリゴン化が進行する.

(3) さらに加工歪が増大すると細粒組織へと進む. この段階は *in situ recrystallization* と言われるものであり, 実際に新しい粒が生成するのではなく, 変形した一次粒内に亜結晶粒が形成されるのである.

(4) 変形終了後の変化としては歪量が小さいとき (数パーセント) は回復が起こるだけである. 歪量が大い場合にはある潜伏期間の後に再結晶が開始する. 新しい結晶粒は一般に変形した一次粒の境界に沿つて出現する.

(5) 再結晶の核生成と生長によつて等軸結晶が得られる.

(6) 再結晶後の粒成長によつて結晶粒は粗大化する. 上記の説明は熱間加工にともなつて起こるのであろう変化をかなり概念的に説明したものであつて, その詳細は冷間加工材の再結晶挙動に比べるとまだ不明の点が多い. 回復 \rightarrow ポリゴン化 \rightarrow 再結晶の各過程が加工量, 加工温度, 合金成分, 潜伏期間, $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態などどのようにかかわり合っているかは不明である. したがって最終段階である再結晶と若干の結晶粒粗大化を含めた段階を基準にして各因子の影響を評価してみよう.

3.1 再結晶におよぼす加工温度の影響

加工温度は再結晶に大きな影響を与えるのであるが, その効果は一律ではなく加工量, 鋼の化学成分によつて

も大きく変わるものである. 一般には, 高温加工では瞬間的に再結晶が起こり結晶の微細化は得られない. 加工温度が低くなり, A_3 点直上になると再結晶は著しく遅滞し, 鋼種によつては再結晶は完全に抑制される. 中間の温度で熱間加工した場合には再結晶はするが熱間加工の影響が強ク現われて再結晶した γ 粒は微細化する. これら三つの温度区分は化学成分に敏感であり, 一般には合金成分が増すほど高温側に移行する. 合金成分の中でも Nb の効果がとくに著しく, したがって少量の Nb の添加が実質的に普通に近い圧延スケジュールでコントロールローリングを実現することになりうる.

著者は Al キルド鋼, V 鋼, Nb 鋼を用い, 1250°C あ

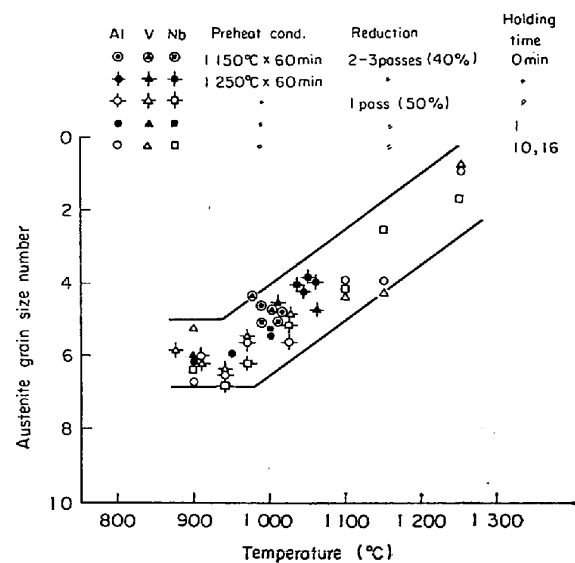


Fig. 2. Effect of hot working condition on the austenite grain size in Al-, V-, and Nb-treated steels.

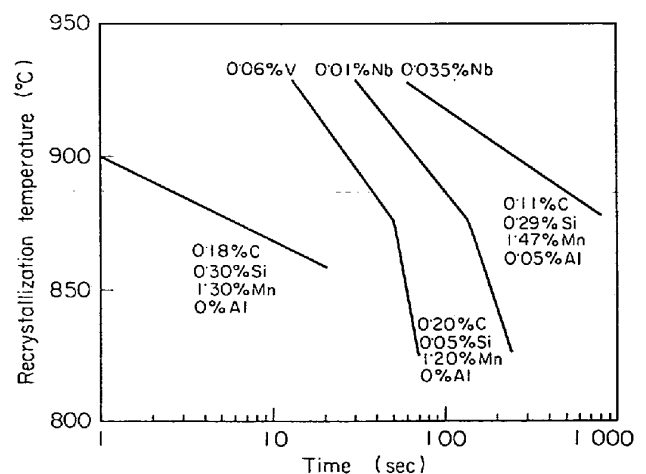


Fig. 3. Retardation of recrystallization start by V or Nb; austenized at 1316°C, cooled to deformation temperature and deformed to 35%¹⁶⁾²²⁾.

るいは 1150°C に加熱したのち 1 パス、ないしは 3 パスで 40~50% 圧下を与えた場合の再結晶粒の大きさと圧延温度との関係を調べた (Fig. 2 参照). この場合、結晶粒は各温度での平衡値に近いものと考えてよい. 約 950°C までは圧延温度の低下とともに結晶粒は小さくなるが、950~900°C では結晶粒はほぼ一定である. 低温圧延の効果が本当に発揮されるのは 900°C 以下である.

Fig. 3 は CORDEA と HOOK²²⁾¹⁶⁾ が再結晶開始の潜伏期を温度の関数として C-Si-Mn 鋼, C-Si-Mn-V 鋼および C-Si-Mn-Nb 鋼について求めたものである. 1351°C で γ 化した後、所定の温度まで空冷し 35% の加工を与え、その温度で保持して再結晶の開始を調べた. 潜伏期が加工温度、化学成分に大きく依存することがよくわかる.

3.2 再結晶におよぼす加工量の影響

再結晶が加工温度、加工量、化学成分に依存するであろうことは容易に推定できる. 実際の圧延では幾回かのパスによつて熱間圧延が進行するので、加工量の効果を正しく評価するのはかなりむずかしいことである. 加工温度が高いときは 1 パスごとに再結晶、粗大化が急速に起こるために加工の効果は蓄積されていかないであろう. また加工温度が低く、再結晶が完全に抑制されるような条件では各パスごとの効果は加算的であると考えられよう. しかし両者の中間温度では、再結晶粒は全圧下量に依存することはもちろんのこと、パス回数にも依存するのではないかと考えられる.

PRIESTNER ら²³⁾ は 0.10% C-1.42% Mn-0.009% Si 鋼を用いて、900°C, 1000°C で熱間加工すると加工後 3 sec で再結晶は完了することを確認した上で、パス間の待ち時間を約 3 sec に保ちつつ圧下させた場合のパス回数と γ 結晶粒度との関係を求めた. Fig. 4 にその結果を示す. ここでは試片を 1100~900°C で γ 化した後、900°C で加工を始め、1 パスごとの圧下量は 27% である. γ 化温度 1100~1000°C の場合を考えると圧延前の結晶粒度が異なってもパス回数の増加とともにその差は減少し、3 パス後では同一の結晶粒度に到達する. しかもこの値は限界値であつてこれ以上のパスは結晶粒微細化の効果を持たない. γ 化温度が 900°C で始めから結晶粒が限界値よりも小さいときは、加工による微細化はほとんど起こらず、結晶粒は一定の値を保つ. この実験によれば再結晶粒の限界値は加工開始前の結晶粒、あるいは加熱温度によらず一定であり、加工温度、再結晶温度 (熱エネルギー = kT) と鋼の化学成分で決まるものである. なお Fig. 4 には各パスごとの結晶粒の偏平

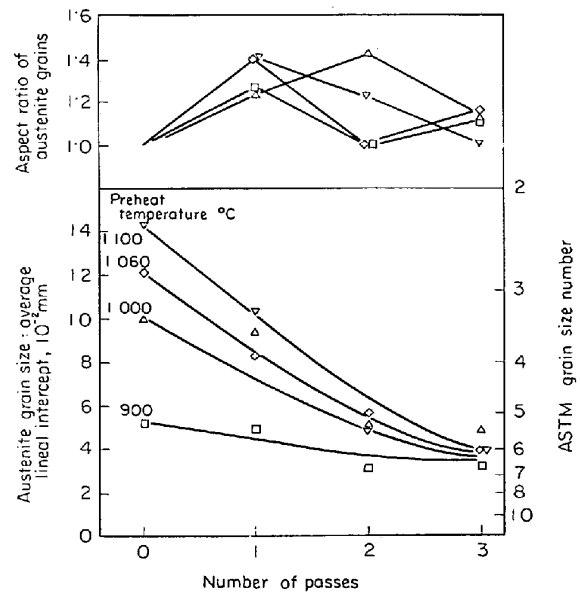


Fig. 4. Changes of austenite grain size and shape on rolling 0.10% C-1.42% Mn steel from 900°C with 27% reduction per pass²³⁾.

度 (=長径/短径) も示してある. これによれば結晶粒は等軸に成長しており、結晶粒の微細化は再結晶によつて起こつたものであることがわかる. C-Mn 鋼で得られた上述の関係は C-Mn-Al-N 鋼でも成立する.

0.11% C-1.57% Mn-0.047% Nb 鋼について同様の試験を行なつた結果では γ 結晶粒度は加工温度、1 パスごとの圧下量などの差によらず全圧下量で一義的に決まる²³⁾. Nb 含有鋼の再結晶が著しく遅れることから考えて、1000°C, 900°C 圧延では未再結晶のまままで圧延が繰り返されていると考えてよい. したがつてこの場合は各パスごとの圧下の効果は加算的であるために、このような結果が得られたと考えられよう. すなわち C-Mn 鋼では加工の効果は初期パスで大きく歪量が増加するとともに限界値に落ち着く. C-Mn-Nb 鋼では初期パスの効果は比較的小さく、歪が蓄積されて始めて加工の効果が大きく発揮される.

3.3 再結晶速度

再結晶速度を変形量と再結晶温度の関数として詳しく調べたものに、3% Si-Fe についての ENGLISH-BACKOFEN²⁴⁾ の報告がある. これを Fig. 5 に示す. 温度の低下とともに再結晶は遅延すること、加工量の大きいほど再結晶は早く進行するのは冷間加工材の再結晶と挙動を同じくしている. 彼らによれば再結晶粒は三つの結晶粒が交差する位置に最も発生しやすく、結晶粒界がこれに続く. そのほか介在物にも再結晶粒が発生する. 一次結晶粒内での再結晶粒は見られなかつた.

著者の実験によれば、Photo. 1 に示されるように再結

晶粒は一次粒の結晶粒界を優先位置としている。熱間加工後短時間 A_3 以下の温度に保持した後、加工温度に戻

し、この温度に保持して再結晶の進行をみると、初析 α が一次粒の結晶粒界に生成したままで γ 粒界は安定化して再結晶の進行が遅滞する。Photo. 2 はこの状況を示す。このことは変形によつて蓄積された歪エネルギーは結晶粒界により多く存在しているであろうこと、この蓄積エネルギーが解放されると再結晶の駆動力が急激に減少することを意味する。また核の生成と成長によつて再結晶粒が形成されるものとして前者が全体の再結晶にはより

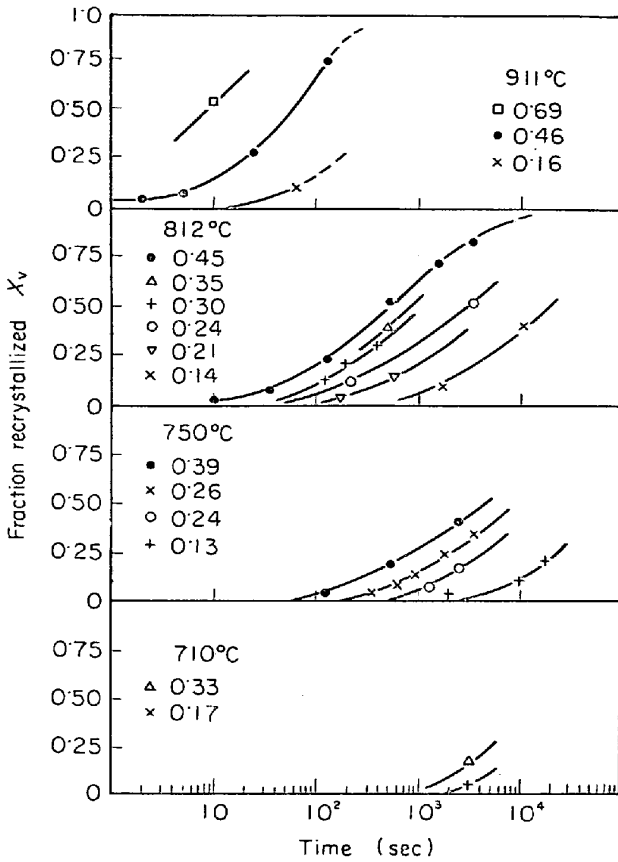


Fig. 5. Isothermal recrystallization data for Si-Fe hot-compressed and held for various times at the working temperature. Symbols denote different strains as indicated²⁴⁾.



Photo. 1. Recrystallization occurs predominantly at primary grain boundaries; immediately after 70% hot-compression at 800°C. ($\times 200$)

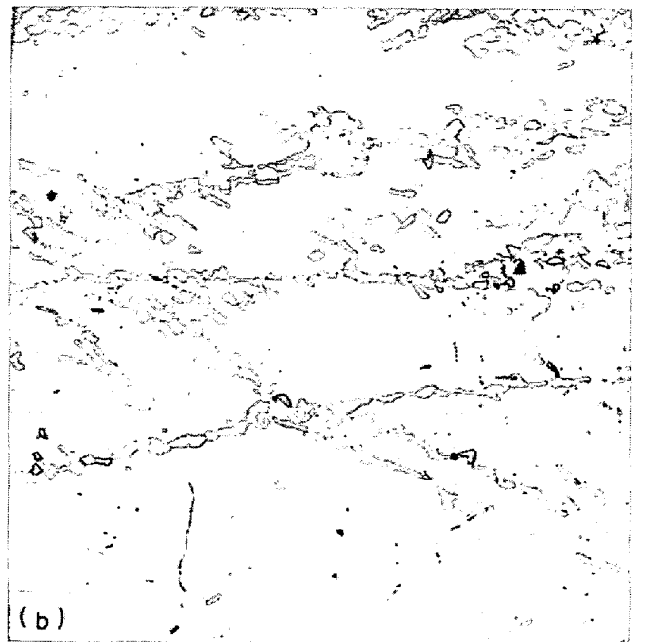
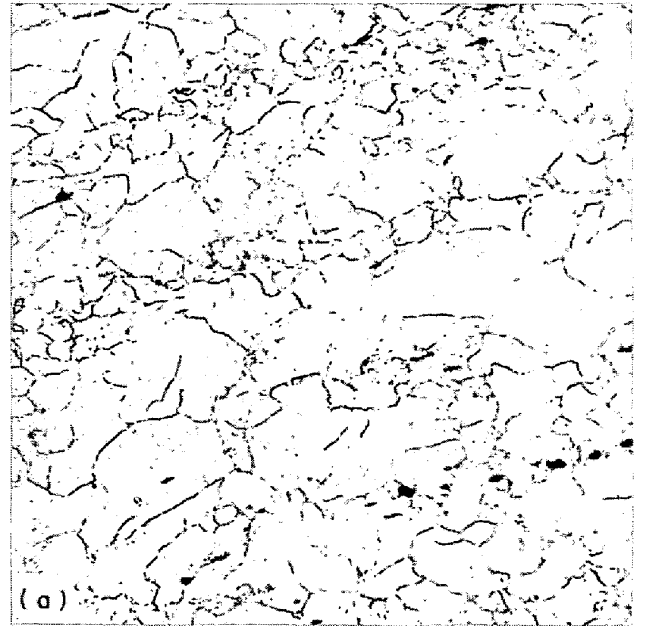


Photo. 2. Formation of proeutectoid ferrite retards the recrystallization; (a) mostly recrystallized after holding 1 min at 800°C, (b) unrecrystallized matrices with grain boundaries occupied by proeutectoid ferrite after holding 5 min at 800°C. ($\times 200$)

重要な役割を果たしているであろうことが推察される。

Fig. 3 に変形後の再結晶開始時間を温度の関数として各鋼種について示した。この図からわかるように C-Si-Mn 鋼は 900°C 以上では動的再結晶が起こるため再結晶の潜伏期が零になる。これに反して Nb, V は再結晶の開始を遅らせる。Nb はその効果がとくに大きい。WILBER ら²⁵⁾が AISI 1010 と 1010+0.02% Nb について再結晶の活性化エネルギーを求めたところ、前者は 55 000 cal/mol, 後者は 130 000 cal/mol であった。前者は γ -鉄の自己拡散の活性化エネルギー (64 000 cal/mol) に近いのに対して、後者が著しく高い値を示すことがわかる。

IRVINE ら²⁶⁾が Nb, Al, V, Ti の再結晶抑制効果を調べた結果では

(1) C-鋼では 800°C 以上の温度で再結晶は瞬間的に起こる。800°C 以下の熱間圧延で再結晶抑制効果が現われ始める。低温側では再結晶の終了前に $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が始まる。

(2) Al, V, Ti のような細粒化元素は再結晶挙動にはほとんどあるいはほとんど影響を与えないが、再結晶後の結晶粒粗大化を阻止する効果を持つ。

(3) Nb は再結晶を抑制するばかりでなく、再結晶後の結晶粒粗大化をも抑制する。上述の結論は Fig. 6 に示される。IRVINE ら²⁶⁾は Ti=0.03% について効果なしの結論を下したのであるが、KORCHYNSKI-STUART²⁷⁾が AISI 1010 に 0.02% Nb, あるいは 0.2% Ti を添加して調べた結果では、後者の再結晶は前者よりもさらに一層遅延される。小指ら²⁸⁾の結論は IRVINE らのそれとはやや異なる。すなわち Nb は再結晶を著しく抑制する。V は再結晶を抑制するがその効果は弱い、Al, Al+N は再結晶を促進させる。一般に再結晶抑制の効果は Nb がと

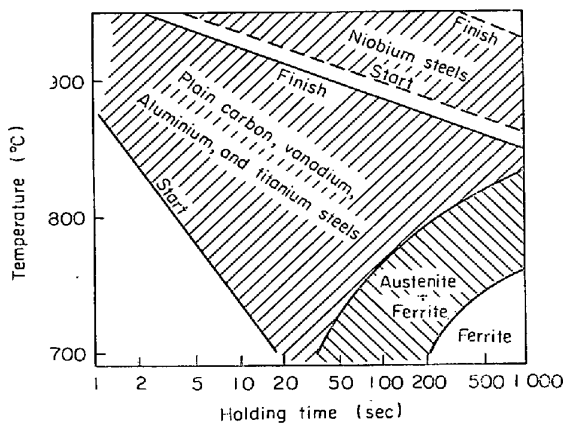


Fig. 6. Recrystallization start and finish times in V-, or Nb-treated steels following single deformation of 50%²⁶⁾.

くに著しく、V は微弱であることは多くの研究者が一致して認めるところである⁹⁾²³⁾²⁶⁾⁵⁷⁾。

V, Nb のような合金元素がなぜ再結晶を抑制する効果があるのだろうか? 1250°C 以上の温度で γ 化したとき V(C, N), Nb(C, N) は完全に固溶する^{16)29)~36)}。これを冷却した場合を考えると γ 域では V(C, N), Nb(C, N) の析出は起こらないと考えられる。溶解度積の立場から言えば γ 域では通常 V は完全に固溶状態にあり、Nb は炭化物としても (窒化物のほうが析出しやすい) 析出する方向にあるが実際には γ 域では析出速度が非常に遅い。荒木ら³⁶⁾は γ が熱間加工を受けると、導入された転位を析出核として歪誘起による析出が γ 域で起こると考えている。IRANI ら⁹⁾, IRVINE ら²⁶⁾はこの歪誘起による NbC, V₄C₃ の析出が熱間加工時に起こり、このことは電顕観察で確認されたと述べている。GRAY ら³⁷⁾⁵⁹⁾によれば Nb 含有量 0.045% 程度の鋼でも γ 域での NbC の析出は熱間加工なしで起こるが、加工によつていちじるしく促進される。歪誘起析出についてはそのほかにも報告⁵⁸⁾がある。この現象は Nb 鋼で顕著であるが、V 鋼では微弱であると考えられる。歪誘起による析出が加工を受けた γ 粒界、亜粒界に起こり、これを安定化させるために再結晶が遅延されるとの解釈は、IRANI ら⁹⁾, 大森³⁸⁾, IRVINE ら²⁶⁾がとつている立場である。この解釈は再結晶抑制効果についての Nb と V の相違をも説明できそうである。すなわち熱間加工温度で、Nb はすでに過飽和状態になっているので転位の導入によって析出核の生成個所が提供されると急速に析出が進行する。これに反して V の場合は、熱間加工温度では固溶限界内であるために歪誘起析出はわずかであつて、亜粒界安定化の効果は大きくない。このような解釈によれば、熱間加工温度での固溶量の少ない Ti³²⁾³⁹⁾ は歪誘起析出が大きく、再結晶の抑制効果も大きくてよいはずである。先にも述べたように Ti の効果は KORCHYNSKI-STUART²⁷⁾ では大きく、IRVINE ら²⁶⁾では零である。冷間加工を受けた Al-キルド鋼の再結晶は Al, N のクラスタリングによつて大きく抑制されることはよく知られているが、これは Al, N が亜粒界に沿つてクラスタリングを作るためであると考えられている。Al, N クラスタリングについてのこのような効果と比較して考えてみると、再結晶抑制効果の原因として歪誘起による析出は魅力的な解釈である。

析出物としての効果のほかに固溶の Nb それ自身による再結晶抑制効果も当然考えられる。再結晶核の生成が転位の移動、再配列によるものであれば、転位の易動度への影響を通して Nb の効果は現われてくる。転位の易動度への影響としては、転位幅 (積層欠陥エネルギー)

を著しく増大するような効果によるものか、あるいは転位を固着するような外的な原因が考えられる。熱間加工を受けた γ 中に存在する転位は拡張しており、その転位幅は不純物の影響を大きく受けていることは想像できるが、データがないので具体的なことは不明である。Nbが転位を固着する効果も十分考えられる²⁶⁾。Nbは γ 結晶粒界に偏析しやすく、そのために $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を遅らせてベイナイト変態を引き起こすことはよく知られている。このことはまた、Nbが変形によつて形成された亜粒界に偏析する可能性を示すものである。偏析の程度を表わす一つの尺度として寸法因子(固溶原子と鉄原子との直径の差)がある。Nb, Ti, Vの寸法因子はそれぞれ15%, 13%, 6.5%である⁴⁰⁾⁴¹⁾からNbの偏析度が大きく、Tiがこれに次ぎ、Vの偏析はあまり起こらないと考えられる。このような考えは再結晶抑制効果に対するNbとVの差を説明することができる。一次結晶粒が変形によつて亜粒界に分割されると亜粒界を介してのNbの拡散は容易に進行し、これがまた亜粒界へのNbの偏析、固着を容易ならしめよう。KRISHTAL⁴¹⁾によれば γ 域での鉄の自己拡散係数は、結晶粒内 $D_{Fe(gr)}$ と粒界 $D_{Fe(b)}$ とで大きく異なり

$$D_{Fe(gr)} = 0.16 \exp\left(-\frac{64000}{RT}\right) \text{cm}^2/\text{sec} \dots\dots (17)$$

$$D_{Fe(b)} = 2.3 \exp\left(-\frac{30600}{RT}\right) \text{cm}^2/\text{sec} \dots\dots (18)$$

となる。1000°Cでの両者の比は

$$\frac{D_b}{D_{gr}} = 1.2 \times 10^4 \dots\dots (19)$$

であつて粒界での自己拡散がいかに容易であるかがわかる。もちろん小傾角境界での拡散は(18)式で与えられる大傾角境界での拡散よりは困難になるであろうが、それでも粒内拡散よりははずつと容易であろう。

再結晶核の生成が転位の上昇運動に大きく依存するのであれば、Nbの効果は γ 中での鉄の自己拡散(正確には空格子点の拡散)への影響を通じて現われるはずである。KRISHTAL⁴¹⁾は1000°Cにおける γ 鉄の自己拡散係数におよぼす合金成分の効果を序列化した。その結果は下記のとおりであり、Crが γ 鉄の自己拡散係数を最も大きく減少させる。

$$\text{Al, W, Co, Cu, Si, Mn, Mo, V, Cr} \dots\dots (20)$$

Nb, Tiがこの順序列のどの位置を占めるかはデータ不足のため不明である。

以上、Nbがなぜ加工を受けた γ の再結晶を抑制する効果を持つかについて考察した。歪誘起析出、固溶Nbによる転位の固着、転位の上昇運動を遅らせるなどの効

果が考えられ、いずれの効果もNbの性質と一致するものであるが、実際にどの因子が決定的に再結晶抑制効果をもたらしているかについては不明である。

3.4 冷却速度と結晶粒度

熱間圧延後再結晶した結晶粒は冷却中 γ 域、 α 域で粒成長して粗大化が起こると考えられる。そこで γ 粒度が異なるときの γ 域からの冷却速度と組織の関係を、Alキルド鋼を用いて調べてみた。供試材は0.15% C-0.33% Si-1.32% Mn-0.029% Al-0.0072% Nの商用鋼である。大きさの異なる γ 粒は次のような三種類の方法で得られた。

(1) 1250°Cで60min保持。このときの γ 粒径=200 μ 。

(2) 1250°Cあるいは1150°Cで60min保持後、40%の熱間圧延を与える。圧延の終了温度は1000°Cである。このときの γ 粒径=40~60 μ 。

(3) 930°Cで10minあるいは60min保持。このときの γ 粒径=10~8.5 μ 。

この結果をFig. 7に示す。ここでは冷却速度として800°Cから400°Cまでの平均冷却速度を用いた。結果を要約すると

(1) 約200 μ の大きさの γ 結晶粒を冷却すると、冷却速度がかなり遅くなつてもWidmanstätten組織となる。

(2) 約40 μ の γ 粒を冷却した場合5~15mm厚の空冷相当の冷却速度では組織はフェライト-パーライトであるが粒は大きい。

(3) 930°Cに再加熱すると γ 結晶粒は約10 μ の大きさになる。この結晶粒のものを冷却すると冷却速度がかなり大きい場合でもフェライト-パーライト組織であつてベイナイト組織にはならない。また得られる α 粒も小さい。

(4) 変態後の α 粒の大きさは冷却速度の影響を受け、冷却速度が大きいほど α 粒は小さくなる。

(5) 変態後の組織は冷却速度とともに変態前の γ 結晶粒度に敏感である。本実験のAlキルド鋼の場合で言えば、 γ 結晶粒が大きいときはWidmanstätten組織、小さいときはフェライト-パーライト組織になり、両者を区別する γ の臨界結晶粒径はほぼ40 μ である。Nb, Vを含む高張力鋼は変態が遅れるためにベイナイト組織が生じやすく、これが圧延のままの衝撃特性を悪くしている。この種の鋼の場合にもフェライト-パーライト組織になるか、ベイナイトないしはWidmanstätten状組織になるかの臨界結晶粒度があるはずである。変態前の γ 結晶粒がこの臨界値よりも大きければ、冷却速度を制御

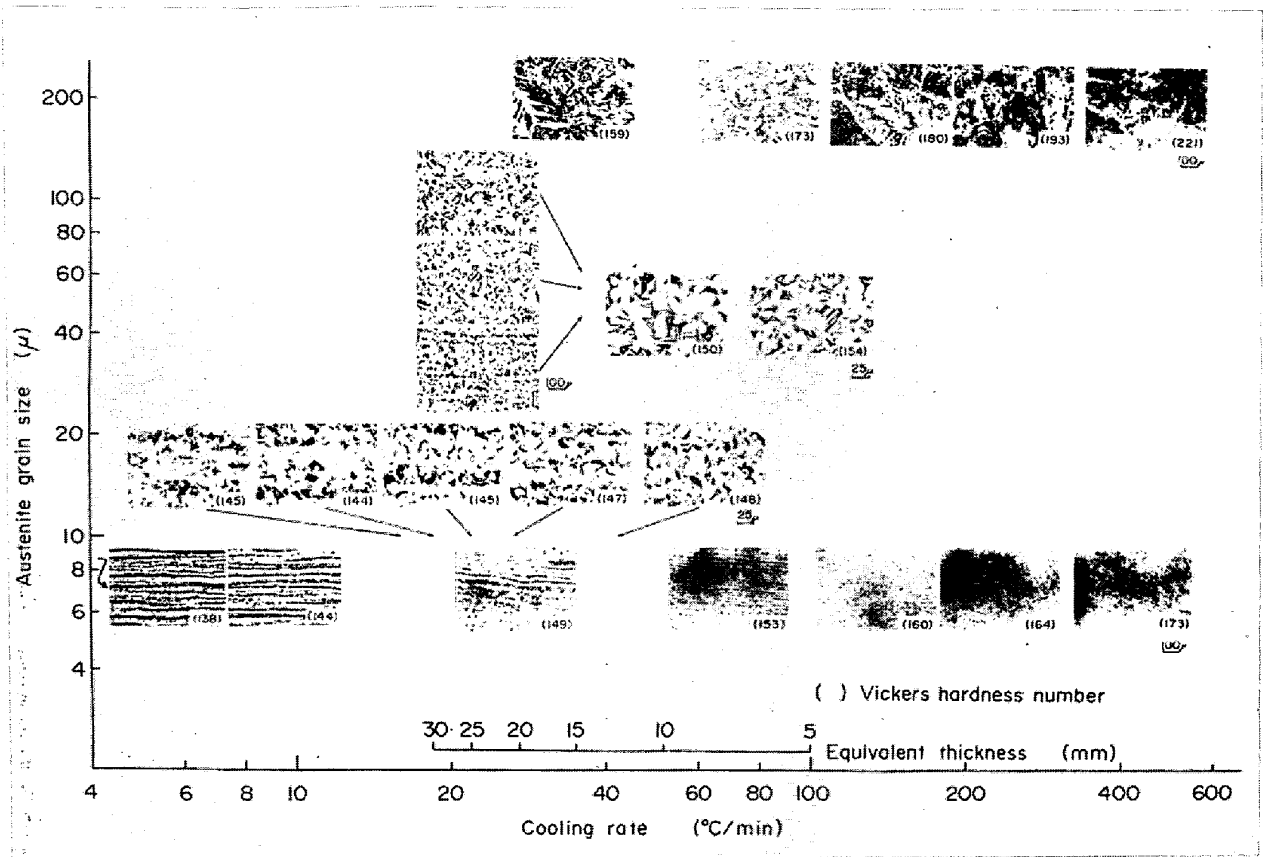


Fig. 7. Effect of cooling rate and austenite grain size on microstructure and ferrite grain size; the average cooling rate between 800 and 400°C is used.

してもベイナイトの出現を阻止することはできない。コントロールドローリングの最大の要点は、従来の高温圧延では再結晶粒が粗大化して、ベイナイト組織に変態するであろうような化学成分の鋼を低温圧延によつて細粒とし、圧延のままでフェライト-パーライト組織を得ることである。

このように考えれば、結晶粒度におよぼす冷却速度の効果としては、 α 粒度におよぼす $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度領域での冷却速度の効果以外に、 γ 域における γ 粒度におよぼす冷却速度の効果も重要である。この点については熱間加工後の再結晶との関係からつぎのように考えられる。冷却曲線が未再結晶領域を通過する場合には冷却の効果が最大である。冷却曲線が再結晶領域を部分的に通過する場合はこれに次ぐ。熱間加工温度が高く、再結晶の終了したものを冷却する場合には、 γ 粒度に関しては効果は零に近い。

4. 変 態

α 結晶粒度と変態温度、変態図との間には密接な関係がある。変態後の α 粒の成長の立場から見れば γ 領域が広く、変態温度の低いほうが微細な α 粒を得るには有利

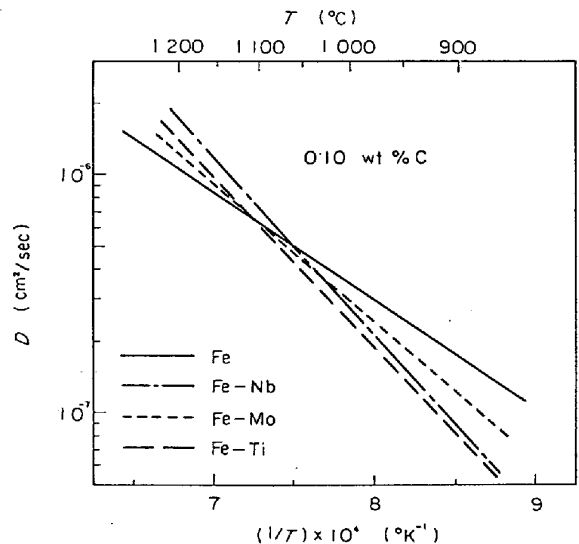


Fig. 8. Effect of Mo, Nb, and Ti on carbon diffusion coefficient in austenite⁴⁴⁾.

であろう。 α 域での自己拡散係数は γ 域でのそれよりも一ケタ大きい⁴¹⁾。すなわち同一温度では α 状態のほうがはるかに結晶粒成長を起しやすと考えられる。 γ 領域の範囲を表わす尺度として M_s 点を用いることができよう。 M_s 点については次のような経験式⁴³⁾が提案され

ている。

$$M_s(^{\circ}C) = 550 - 350 \times \% C - 40 \times \% Mn - 35 \times \% V - 20 \times \% Cr - 17 \times \% Ni - 10 \times \% Cu - 10 \times \% Mo - 10 \times \% W - 0 \times \% Si + 15 \% Co \dots\dots\dots (21)$$

Nb, Ti, Mo-Bはフェライト-パーライト変態を抑制する効果があることはよく知られている。船越ら⁴⁴⁾の測定結果によれば、ベイナイト鋼に含有される 0.5% Mo, 0.05% Nb, あるいは 0.1% Ti は 1200°C 近傍では C の拡散を促進させ、1050°C 付近ではあまり影響を与えず、900°C 以下では逆に C の拡散を阻止する傾向がある (Fig. 8 参照)。おそらくこれらの元素は γ 粒界を安定化させるとともに粒界での C の拡散を遅らせることによつて変態を抑制させるのであろう。参考までに述べると、オーステナイト中の C の拡散を遅らせる度合は次のような系列であり、Cr の効果が大きい。

$$Mn, Mo, V, W, Cr \dots\dots\dots (22)^{41)}$$

したがつて強度を上げるために合金成分を添加した場合、とくに Nb, Ti, B を添加した場合は変態温度は低下し、フェライト-パーライト変態が抑制されてベイナイト組織が出現しやすくなる。

前章で変態後の組織は変態前の γ 粒度に非常に敏感であり、ある臨界粒径以下ではフェライト-パーライト組織に変態すること、また臨界粒径以上の結晶粒はベイナイトあるいは Widmanstätten 的な組織に変態することを述べた。しかしまた一方では Nb, V, Ti などの合金元

素は熱間加工後の再結晶を抑制する効果が強いために、変態前の γ 粒を微細にしうることに、極端な場合には未再結晶粒のままにしうることもあるために α 核生成数を多くし、フェライト-パーライト変態を促進し、ベイナイトの出現を抑制する。

このように Nb などは相反する二様の働きをもつ。結晶粒微細化への効果を引き出すような使い方をすれば、フェライト組織が得られるし、また変態を遅らせるような効果に力点を置いた使い方をすればベイナイト組織が得られる。なお合金成分が十分多くなると、結晶粒微細化の効果をもつてしてもベイナイト組織の出現を阻止できなくなる。

Smith-Siebert⁴⁵⁾ は熱間加工が以後の CCT 曲線にどのような影響をおよぼすかを詳細に検討した。その一例を Fig. 9 に示す。ここでは試験片 (0.1% C-0.88% Mn-0.34% Si-0.39% Mo-0.046% Zr-0.003% B) を 930°C で γ 化し、830°C で加工を加えた後連続冷却させて変態点を求めた。この結果によれば

(1) 熱間加工は α 析出曲線を短時間側に移行させる。別の表現をすれば、 α の出現を阻止するための限界冷却速度の対数は熱間加工量と直線関係にあり、加工量が多いほど α 粒は出現しやすい。

(2) 50% の加工によつて B_s 点 (ベイナイトの生成温度) は化学成分によつては約 100°C 上昇する。

(3) 50% の加工によつて M_s 点は 30~50°C 上昇する。すなわち変態前の加工によつて α 、ベイナイト、

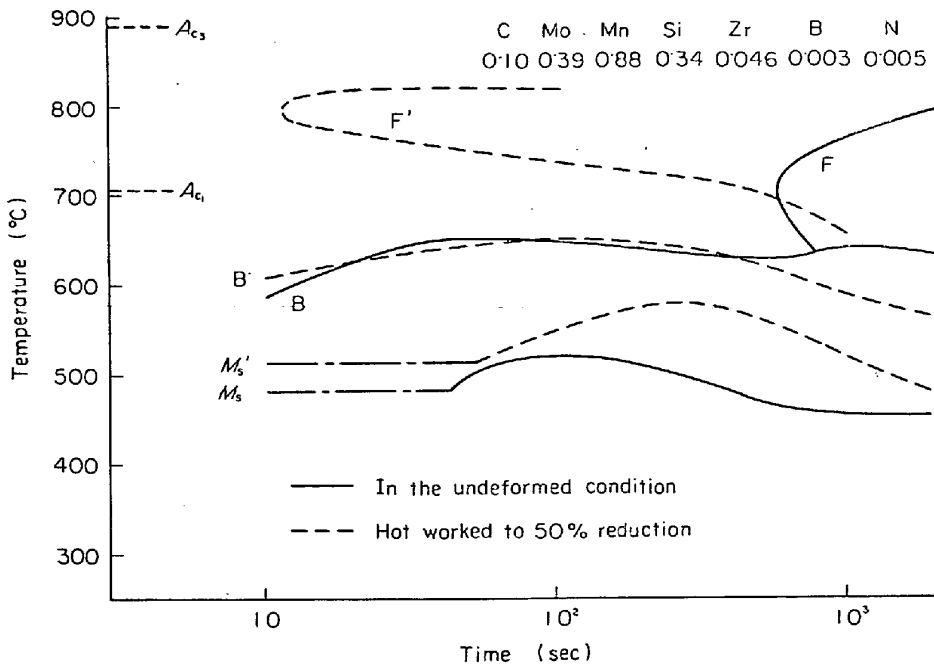


Fig. 9. Continuous cooling transformation diagram of 0.1% C-0.39% Mo-B steel in the undeformed and 50% deformed conditions⁴⁵⁾.

マルテンサイトへの各変態が起こりやすくなるのであるが、 α 析出曲線が非常に短時間側に移行するため、結果的にはかなりの急冷でも α 変態が起こることになる。

5. 炭化物の役割

V, Nb, Ti, Zr などの炭化物形成元素は、炭化物として硬化作用を発揮するとともに他方では、コントロールドローリングと組合されると結晶粒微細化の効果をも持つ。しかし析出硬化作用、結晶粒微細化作用は、これら炭化物の大きさ、形態、析出個所、析出時期と密接な関係がある。硬化のためには炭化物が微細で母相と整合性を持つことが望ましい。結晶粒微細化のためには、熱間加工によつて導入された転位線を核として炭化物が析出する。あるいはクラスタリングを起こして転位を固着する。また変態によつて導入された転位に沿つて析出して α 粒の成長を阻止するような作用の起こることが望ましい。そこでまず炭化物の形態について考えてみよう。

V_4C_3 固溶量は多いので 900°C 以上の温度では固溶状態にあつて析出状態にはないとの報告³⁶⁾⁴⁶⁾⁴⁷⁾⁴⁸⁾が多い。 1200°C 以上の温度では完全に固溶状態にあることには異論がない。これを再析出させようとしても γ 状態ではほとんど起こらない。しかし比較的低温での熱間加工によつて転位が多数導入されると歪誘起による炭化物の析出が起こると考える研究者⁹⁾²²⁾もいる。 V_4C_3 が本格的に析出するのは、変態後の α 中である。谷野⁴⁶⁾⁴⁾によれば V_4C_3 の析出、成長は $A_{r3} \sim 500^\circ\text{C}$ の温度範囲で起こる。 V_4C_3 の優先核生成サイトは変形または変態によつて導入された転位である。連続冷却の際に析出する V_4C_3 の大きさは冷却速度に大きく依存し、冷却速度が非常に早い場合はVの多くは固溶状態にあり、冷却速度が遅く

なると大きく凝集する。 V_4C_3 はまた変態時 $\gamma-\alpha$ の境界に沿つて点列に析出する⁴³⁾場合も報告されているが、これはV量の多い材料を等温変態させた場合に起こる現象のようである。

NbCの固溶、析出については多くの報告がある。GRAY-YEO⁵⁰⁾は $0.022\% \text{C}-0.52\% \text{Mn}-0.12\% \text{Si}-0.1\% \text{Nb}$ を用いて NbC の析出挙動を調べた。固溶後連続冷却させた場合：

- (1) $\gamma-\alpha$ 変態前に比較的大きな Nb(C, N) の析出が γ 地に起こる。この種の炭化物は強度への寄与は少ない。
- (2) $\gamma-\alpha$ 変態時に $\gamma-\alpha$ 境界に沿つて点列状に Nb(C, N) が析出する。析出物の大きさは、 50\AA 以上である。
- (3) 変態後 α 地に細かく Nb(C, N) が析出する。この種の析出物が強度増加には最も有効である。
- (4) Nb(C, N) 析出のC曲線は γ 域、 α 域の双方に存在する。熱間加工を与えると γ 域のC曲線は大きく短時間側に移行して、Nb(C, N) の析出が促進されるものと考えられる。すなわち歪誘起析出が進行する。

SMITH-SIEBERT⁴⁵⁾は高温変形後の時効によつて時間とともに変形応力が増大すること、再結晶すると急激に変形応力が低下することから間接的に歪誘起による炭化物の析出を証明している。Tiの挙動はVよりもむしろNbに近いものと推定される。Nb, Ti, Vは窒化物、炭化物ともNaClタイプの立方格子を有し、互に全率固溶体となる。しかし窒化物のほうがより安定であり、固溶温度も高いのでまず窒化物が析出しその後Cの合体によつて炭窒化物へと転換してゆく。したがつて、Nb, Ti, Vを含む材料では実際の析出物は炭窒化物である。

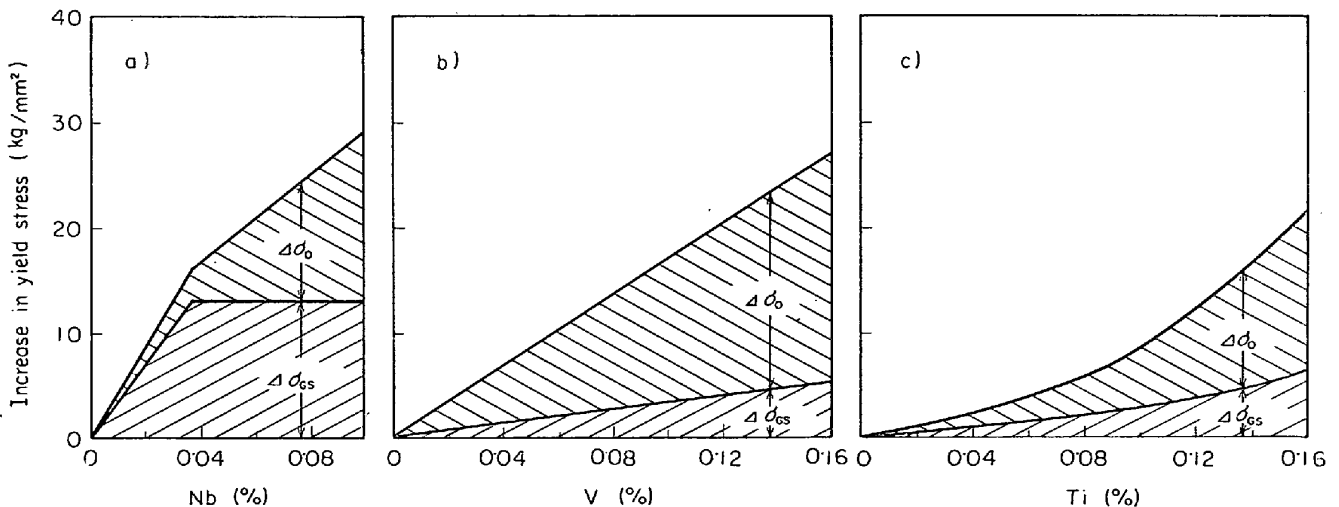


Fig. 10. Effect of grain-refining and carbide precipitation on the increase in yield stress in as-rolled pearlite-free steels with a) Nb, b) V, and c) Ti⁵¹⁾.

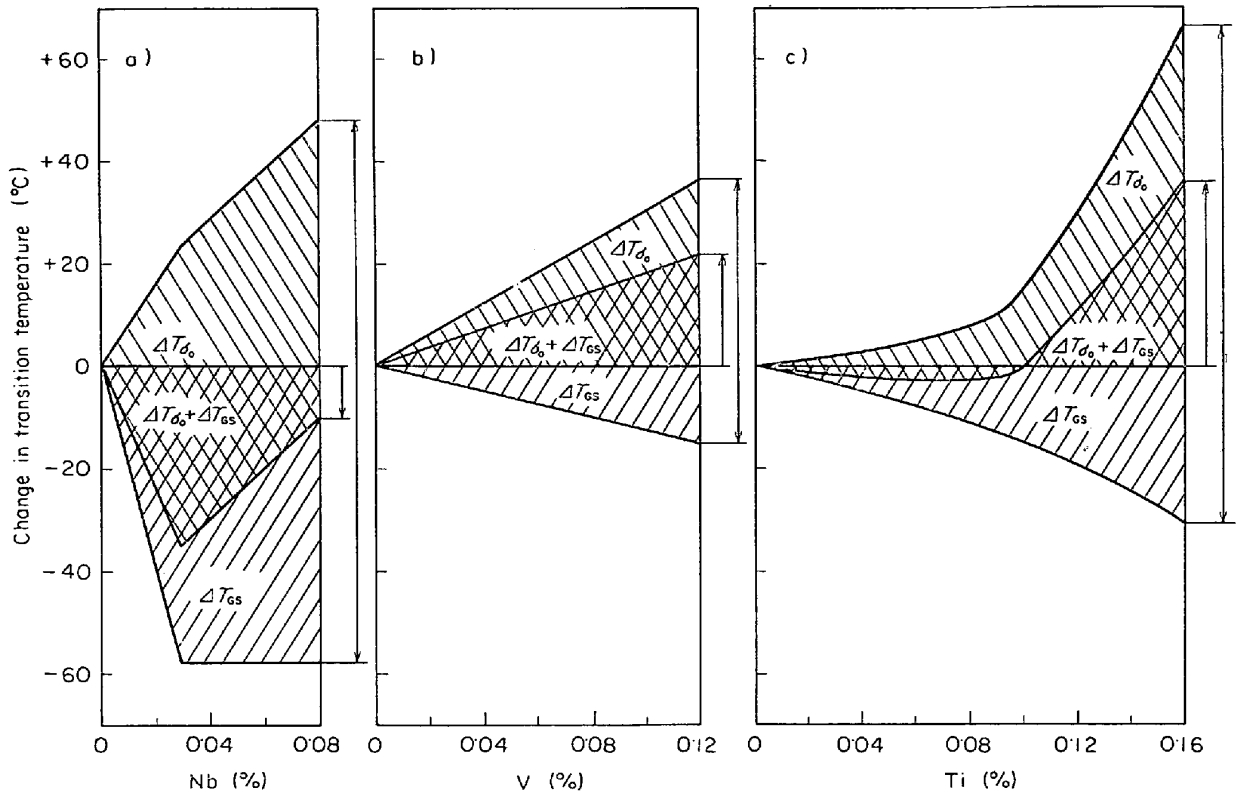


Fig. 11. Relation between grain-refining, precipitation hardening and change in transition temperature in as-rolled pearlite-free steels with a) Nb, b) V, and c) Ti⁵¹⁾.

上述のように炭窒化物形成元素の種類によって、冷却速度によって、熱間加工温度と加工量によって炭窒化物の大きさ、形態、分布が変わってくる。またこれらの因子が変わると降伏強度と靱性におよぼす効果も変わってくる。HEISTERKAMPら⁵¹⁾はパーライトの少ない鋼をコントロールドローリングした場合の結晶粒微細化による硬化 $\Delta\sigma_{gs}$ と析出硬化 $\Delta\sigma_0$ とを Nb, V, Ti について評価し、Hall-Petch の (1) 式によつて整理し、Fig. 10 ような結果を得た。

この図によればコントロールドローリングした場合には Nb が最も好ましい効果を発揮する。V は析出硬化の作用は大きい結晶粒微細化効果はあまり期待できない。Ti は析出硬化も微細化効果もあまり起こさない。全強度のうち、細粒化による硬化と析出硬化との比率によつて材料は強度の増加とともに遷移温度が上昇するか、下降する。この評価法として(13)式を用いれば、K-値は Ti, V, Nb について次のような値が得られる⁵¹⁾。

Ti 鋼 (0.3%Mn) $K = 1.75^\circ\text{C} / \text{kg} \cdot \text{mm}^{-2} \dots (23)$

V 鋼 (0.9%Mn) $K = 1.1^\circ\text{C} / \text{kg} \cdot \text{mm}^{-2} \dots (24)$

Nb 鋼 (1.2%Mn) $K = -1.2^\circ\text{C} / \text{kg} \cdot \text{mm}^{-2} \dots (25)$

この関係を図示したのが Fig. 11 である。この図によれば Nb は細粒効果を発揮するために全体としては遷移温

度を低温側に移行させる。V, Ti は細粒効果が、少ないために遷移温度を高温側に移行させる。コントロールドローリングによる細粒効果は、この点で非常に重要であり、従来型の圧延法であれば強度の増加と引きかえに靱性を犠牲にしていたのであるがこの方法によれば強度、靱性の双方を向上させる可能性がある。

6. コントロールドローリングによる熱延薄板の製造

今まで、コントロールドローリングに関する重要な因子と思われるものについて述べてきた。実際にコントロールドローリングを適用して高張力鋼を製造する場合には、製造工程がホットストリップミルによるか、厚板ミルによるかでは、製造上留意すべき点にいくつかの相違がでてくる。大まかに言えば

(1) ホットストリップミルでは、圧延温度、仕上温度を制御することは容易ではないが、冷却テーブルでの冷却とコイルの巻き取り温度を制御することができる。また巻き取られたコイル自身の持つ熱、温度の回復によつて自己焼なまし作用が起こるのでこれを利用して時効硬化を計ることができる。

(2) 厚板ミルでは、低温での圧下量、仕上温度の制

御が可能である。しかし圧延後の冷却の制御は、板厚、設備の関係もあつて容易ではない。

ホットストリップミル工程による高張力鋼はパイプ用素材、建設機械のフレームなどに使用される場合が多いので比較的板厚の大きいものになる。したがつて6, 7スタンドあるホットストリップミルのうち、最初の3~4スタンドで仕上り板厚になるケースが多く、しかもスラブ加熱、圧延スケジュールを通常工程から大きく変更できないとすれば適正な化学成分の選択と冷却テーブルでの冷却の制御がとくに重要になる。この冷却過程でオーステナイトの再結晶、変態、炭化物の析出が進行し材料の機械的性質が決まるのである。

6.1 化学成分の選択

ホットストリップミル工程では仕上り温度をかなり低くすることは容易でない。したがつて比較的高温でも、再結晶が大きく抑制されるような成分系を求めなければならない。圧延のままの強度と靱性を確保するためには、合金成分の添加と結晶粒の微細化、パーライト量の減少が必要である。微細な炭化物による硬化を利用すると必然的に靱性の劣化、遷移温度の上昇をきたす。そこでS, Pのような不純物の含有量をできるだけ低下させて靱性の劣化を防止することが望ましい。

Climax Molybdenum Company⁵²⁾⁴²⁾は、このような考えを極限まで追いつめた化学成分を提案している。すなわちMn, Moを高めて変態温度を下げ、さらにNb, Bを添加して成分的には、ベイナイト鋼にしている。従来型の高圧延では、必然的にベイナイト組織になるものを低温圧延とNbの効果によつて再結晶は完全に抑制され未再結晶のまま $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が起こるために、 α 核の生成サイトが γ 粒界ばかりでなく粒内にも多数存在し、結晶粒は著しく微細化する(この間の状況はPhoto. 2でもうかがうことができる)。またMo-Nb-Bのような成分が存在するために変態点が低下し、変態後の α 粒は成長する時間を十分与えられないため針状になり結晶粒度はASTM 13を達成することができるとのことである。

BARTHOLOTT-ENGELL²⁾はpearlite-free鋼としてC~0.01%, Si~0.3%, Mn=0.43~1.40%, Nb \leq 0.11%, V \leq 0.12%なる化学成分の鋼によつて圧延状態で強度、靱性、溶接性ともに、すぐれた性質を得た。

6.2 スラブの加熱

熱間加工前の γ 結晶粒度が加工後の再結晶粒度におよぼす影響については、PRIESTNERら²³⁾、著者の実験によればあまり効果がないようであり、加工温度に平衡する結晶粒度に到達するようである。しかし一般的には加工

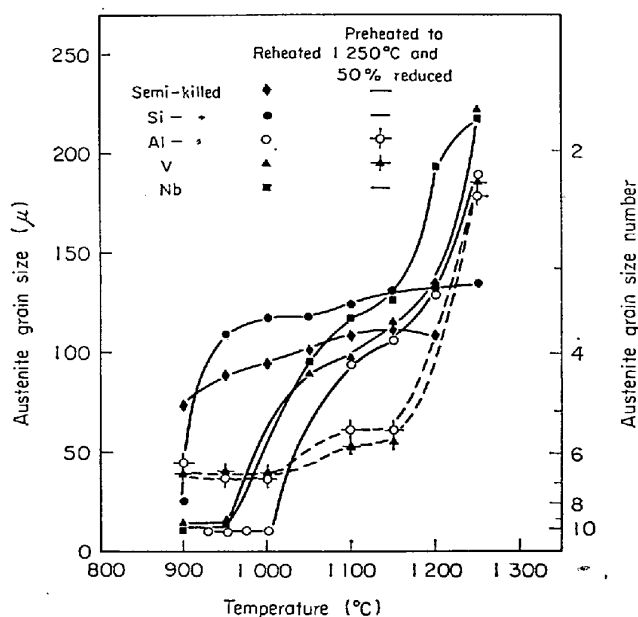


Fig. 12. Effect of reheating temperature or hot working temperature on the austenite grain size in semi-, Si-, and Al-killed, V-, and Nb-treated steels.

前の γ 粒は細かい方が望ましい。またこの時点で混粒が存在すると熱間加工、再結晶、変態によつても混粒は除去されないで材質を悪くする⁵⁶⁾。そこで適正な γ 条件を選ぶことが大切である。

Fig. 12は各種の鋼を再加熱したときに得られる γ 結晶粒度を γ 化温度の関数として示したものである。ここで各温度での結晶粒度は、その温度での平衡結晶粒度と考えてよい。各温度に保持した場合結晶粒は急速に成長し、10 min後に平衡値に近い値に到達する。40 minの保持で平衡値に達し以後の粗大化はほとんど起こらない。Siキルド鋼の結晶粗大化温度は約900°C, V鋼, Nb鋼の粗大化温度は約1000°C, Alキルド鋼のそれは約1050°Cである。したがつてV, Nb, Alキルド鋼は1000~1100°Cの温度範囲では混粒になつており、1100~1150°Cでは、整粒になつている。1200°C近傍に第2の粗粒化、あるいは、二次再結晶温度があり結晶粒は、著しく粗大化する。セミキルド鋼は900~1200°Cの範囲で漸次粒成長が起こっているが明りょうな粗大化温度は現われない。

AIN, V₄C₃, NbCのような析出物が存在すると、粗大化温度が高温側にずれるのは、従来の報告⁵³⁾と一致する。

GLODMAN⁵³⁾⁵⁴⁾によれば γ 域での結晶粒の成長は、析出物によつて阻止され、析出物の数がある臨界値 n_{crit} 以下になると粒成長の阻止能を失う。

$$n_{crit} = \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z}\right) \frac{1}{8R_0} \left(\frac{4\pi}{3\bar{v}}\right)^{2/3} \dots\dots\dots (26)$$

ここで、 $Z =$ 成長する粒の径 R とマトリックス粒の径 R_0 との比、 $\bar{v} =$ 析出物の体積の平均値、である。この式によれば安定な析出物の数が多いほど結晶粒の粗大化が遅れる。また結晶粒成長に伴うエネルギー変化 E_n は次式で与えられる⁵³⁾⁵⁴⁾。

$$E_n = \frac{S\gamma}{R_0} \left(\frac{2}{Z} - \frac{3}{2}\right) \dots\dots\dots (27)$$

ここで、 $S =$ 粒界の移動距離、 $\gamma =$ 粒界エネルギーである。この式によれば $Z < 4/3$ のときは $E_n > 0$ となつて粒成長は起こらない。析出物の分散している系では結晶粒のバラツキが大きく、したがつて Z が大きく粒成長の駆動力が大きいのので析出物の数が臨界値 n_{crit} 以下になると急速に成長するものと思われる。Fig. 12 には 1250°C で γ 化後熱間加工を与えたときの再結晶 γ 粒の大きさも示されている。再加熱材と同様に二段のプラトー (1100~1500°C と 900~1000°C) が生じる。900~1000°C での結晶粒は再加熱のそれよりもずつと大きい。 γ 粒のこのような差が圧延材で粗粒、焼準材で細粒をもたらすことになる。

6.3 熱間圧延とその後の冷却

コントロールドローリングの具体的条件は鋼種によつて異なつてくるが、一般的には 950°C 以下で 50% 程

度の圧下が望ましいと考えられる。ホットストリップミルでは通常の圧延スケジュールを大きく変更することは困難である、形状への考慮から仕上温度をあまり低くできない、とくに板厚が大きくなると高温での仕上圧延になりやすい、などのため、圧延後の冷却テーブルでの冷却の制御がとくに大切である。

AUMAN ら⁵⁵⁾ はホットストリップの温度制御のためにシミュレーション冷却を行ない冷却効率、冷却方法による冷却効率の相違などを検討した。それによれば 650°C 以上の温度では、熱伝達は膜沸騰によつて起こるので冷却効率は著しく低い。650°C 以下の温度では核沸騰によつて熱伝達が起こるために、熱伝達は膜沸騰に比べるとずつとよくなる。

ストリップの巻き取り温度はストリップの強度、形状、巻き取り機の能力で決まってくるが、一般には 600°C 前後であろう。Nb, V, Ti, Mo のような炭化物形成元素はおもに Ar₃ ~ 500°C の温度で炭窒化物として析出する。冷却速度がかなり早いときは炭化物形成元素のかなりの部分は未析出のまま巻き取られ、この状態では粒成長は抑制されている。このような状態が最もよい機械的性質を材料に与えるものと思われる。さらに巻き取られたコイル自身の熱による時効硬化を利用することもできる。

Table 1. Chemical compositions of steels (wt %).

Investigator	Steel	C	Mn	Si	Mo	Nb	V	Al	N	P	S
Climax Molybdenum Company	A	0.07	1.63	0.04	0.25	0.05	—	—	—	0.011	0.017
	B	0.05	1.80	0.15	0.36	0.10	—	0.011	—	0.013	0.015
Bartholot and Engell	C	0.010	1.36	0.39	—	—	—	0.06	0.009	0.018	0.016
	D	0.010	1.39	0.25	—	0.09	—	0.030	0.012	0.020	0.017
	E	0.010	1.39	0.36	—	—	0.08	0.010	0.008	0.023	0.023
	F	0.016	1.35	0.33	—	0.05	0.06	0.010	0.007	0.021	0.018
Kawasaki Steel	G	0.15	1.22	0.17	—	0.04	—	0.027	—	0.019	0.007

Table 2. Mechanical properties of controlled rolled steels.

Investigator	Steel	Plate thickness (mm)	Condition	Yield stress (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	vT_{rs} (°C)	E_0 (kg·m/cm ²)
Climax Molybdenum Company	A	9.4	as-rolled	54.4	69.0	30	-40	9
	B	12.3	as-rolled	48.5	70.6	35	—	27
Bartholot and Engell	C	8	as-rolled	30.4	41.7	34.9	-77	17.6
	D	8	as-rolled	51.0	55.8	26.5	-79	6.5
	E	8	as-rolled	49.3	56.0	25.5	-60	9.0
	F	8	as-rolled	59.2	64.5	23.6	-70	9.6
Kawasaki Steel	G	12.7	as-rolled	49.2	63.3	34.2	-44	17.4

6.4 ホットストリップの実例

ホットストリップによる2,3の実例を示そう。Table 1, Table 2は化学成分, 機械的性質を示す。鋼A, Bは Climax Molybdenum Company⁵²⁾が寒冷地向パイプ材として試作したもので, AはAPI-X70, BはAPI-X75を目標としている。高Mn-Mo-Nbがこの鋼の特徴である。顕微鏡組織は針状フェライトであり, 圧延方向の効果が強く残っている。鋼C, D, E, FはBARTHOLOT-ENGELL²⁾が1.8t鋼塊から板厚8mmのホットストリップを作つて確性試験をしたものである。C量が極端に低く, パーライト量の少ないことがこれらの鋼の特色である。単純なSi-Mn材でも, コントロールドロリングの効果がでている。V, Nbの添加では強度, 靱性の両面で後者がすぐれている, V, Nbの効果は加算的である, といった特徴が認められる。V, Nbの効果の加算性は荒木ら³⁶⁾によつても確認されている。

鋼GはAPI-5LS-X60パイプ材として当社で製造された実績の一例である。SM-50にNbを添加した程度の化学成分であるが, コントロールドロリングによつて強度, 靱性が通常の熱延材に比してずつとよい値になっている。

7. 謝 辞

本原稿を書くにあつて有益な示唆をいただいた, 当研究所の船越督己, 大橋延夫, 西田稔の各氏に深く感謝いたします。

文 献

- 1) W.E. DUCKWORTH, R. PHILLIPS, and J. A. CHAPMAN: JISI, 203 (1965), p. 1108
- 2) H. BARTHOLOT and H. ENGELL: Stahl u. Eisen, 91 (1971), p. 204
- 3) R. B. G. YEO, A. G. MELVILLE, P. E. REPAS, and J. M. GRAY: J. Metals, 20 (1968), p. 33
- 4) E. O. HALL: Proc. Phys. Soc., B64 (1951), p. 747
- 5) N. J. PETCH: JISI, 173 (1953), p. 25; Fracture, ed. by Averbach et al., (1959), p. 54 [Wiley]
- 6) J. D. ESHELBY, F. C. FRANK, and F. R. N. NABARRO: Phil. Mag., 42 (1951), p. 351
- 7) H. CONRAD and G. SCHOECK: Acta Met., 8 (1960), p. 791
- 8) A. H. COTTRELL: Proc. of the Conference on the Relation between Structure and Strength in Metals and Alloys, (1963), p. 455 [H. M. S. O.]
- 9) J. J. IRANI, D. BURTON, J. D. JONES, and A. B. ROTHWELL: ISI Publ., 104(1967), p. 110
- 10) 宮崎: 金属学会報, 8 (1969), p. 204
- 11) E. OROWAN: Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys, Inst. Metals, (1948), p. 451
- 12) D. H. JACK and F. GUIU: Proc. of the 2nd Conference on the Strength of Metals and Alloys, (1970), p. 606 [A.S.M.]
- 13) A. D. BATTE, D. V. EDMONDS, and R. W. K. HONEYCOMBE: ibid., p. 585
- 14) BISRA Report MG/C/191/66
- 15) F. B. PICKERING and T. GLADMAN: Iron Steel Inst. Spec. Rep., 81 (1968), p. 10
- 16) L. MEYER, H. BÜHLER and F. HEISTERKAMP: Thyssen Forschung, 3(1971), p. 8
- 17) E. A. ALMOND, et al.: Fracture 1969, Proc. 2nd int. conf. on fracture, Brighton (1969), paper 21
- 18) M. HOLZMAN and J. MAN: JISI, 209 (1971), p. 836
- 19) S. TESHIMA and M. SHIMIZU: Mechanical Working of Steel 2, AIME Met. Soc. Conf. vol. 26(1965), p. 279
- 20) H. J. MCQUEEN: J. Metals, 20 (1968), p. 31
- 21) G. LANGFORA and M. COHEN: Trans. ASM, 62 (1969), p. 623
- 22) J. N. CORDEA and R. E. HOOK: Met. Trans., 1 (1970), p. 111
- 23) R. PRIESTNER, C. C. EARLEY, and J. H. RENDALL: JISI, 206 (1968), p. 1252
- 24) A. T. ENGLISH and W. A. BARCKOFEN: Trans. Met. Soc. AIME, 230 (1964), p. 396
- 25) G. A. WILBER, J. R. BELL, J. H. BUCHER, and W. J. CHILDS: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1963), p. 2305
- 26) K. J. IRVINE, T. GLADMAN, J. ORR, and F. B. PICKERING: JISI, 208 (1970), p. 717
- 27) M. KORCHYNSKY and H. STUART: Metallurg Alloy Corp. Symposium High Strength Steel, (1970) Niiremburg, Germany
- 28) I. KOZASU, T. SHIMIZU, and H. KUBOTA: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 367
- 29) 盛, 時実, 山口, 角南, 中嶋: 鉄と鋼, 54(1968), p. 763
- 30) R. P. SMITH: Trans. Met. Soc. AIME, 224 (1962), p. 190
- 31) 成田, 小山: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 292
- 32) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING, and T. GLADMAN: JISI, 205 (1967), p. 161
- 33) K. BUNGARDT, K. KIND, and W. OELSEN: Arch. Eisenhüttenw., 27 (1965), p. 61
- 34) 成田: 日本金属学会誌, 78 (1957), p. 705
- 35) M. G. FROBERG and H. GRAF: Stahl u. Eisen, 80 (1960), p. 539
- 36) 荒木, 難波, 青木, 金尾: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1501
- 37) J. M. GRAY, D. WEBSTER, and J. H. WOODHEAD: JISI, 203 (1965), p. 812

- 38) 大森: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 1164
39) 成田: 日本金属学会報, 8 (1969), p. 49
40) 斎藤: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 186
41) M. A. KRISHTAL: Diffusion Processes in Iron Alloys, translated from Russian by Israel Program for Scientific Translations (1970) [Jerusalem]
42) 田中, 榎並: 未発表
43) 門間, 岡本, 浅田: 新制金属講座鉄鋼 (II) (1955), p. 116 [日本金属学会]
44) 船越, 上田, 瀬山: 未発表
45) Y. E. SMITH and C. A. SIEBERT: Met. Trans., 2 (1971), p. 1711
46) K. WEFLE, H. LOSCHER, and U. YASSIN: Neue Hütte, 13 (1968), p. 45
47) E. T. STEPHENSON, G. M. KARCHNER, and P. STARK: Trans. ASM, 57 (1964), p. 208
48) M. TANINO, H. G. SUZUKI, and K. AOKI: Suppl. to Trans. Jap. Inst. Met., 1967, Tokyo
49) 谷野, 鈴木, 佐藤: 鋼中微量元素としてのVの影響に関する研究 (鉄鋼基礎共同研究会), (1970)
50) J. M. GRAY and R. B. G. YEO: Trans. ASM, 61 (1968), p. 255
51) F. HEISTERKAMP and L. MEYER: Thyssen Forschung, 3 (1971), p. 44
52) Climax Molybdenum Company Catalogue, Climax Mn-Mo-Cb Steel Rev. 8/23/71
53) T. GLADMAN and F. B. PICKERING: JISI, 205 (1967), p. 653
54) T. GLADMAN: Proc. Roy. Soc., A 294 (1966), p. 298
55) P. M. AUMAN, D. K. GRIFFITHS, and P. R. HILL: Iron Steel Eng., 44 (1967), p. 174
56) W. E. DUCKWORTH and G. D. BAIRD: JISI, 207 (1969), p. 854
57) T. GREDAY and M. LAMBEBRIGTS: C. R. M. Met. Rep., (1971) 27, p. 11
58) 関根, 丸山, 青木: 鉄と鋼, 55 (1969), S 259