

論 文

UDC 669.14.018.295 : 621.771.23.016.2-5 : 621.785.78 : 620.186.8

低炭素キルド鋼のコントロールド・ローリングの基礎研究*

福田 実**・橋本 保***・国重 和俊***

An Investigation on Controlled Rolling of Low Carbon Killed Steel

Minoru FUKUDA, Tamotsu HASHIMOTO, and Kazutoshi KUNISHIGE

Synopsis:

Three factors, namely, grain size, pearlite, and precipitation hardening have been chosen out of many factors contributing to the mechanical properties of hot rolled steel plates to study how hot rolling affects to the three factors and how hot rolling influences to the strength and toughness throughout them.

The results are as follows:

(i) The austenite/ferrite transformation behaviour changes by rolling temperature and can be classified systematically. Especially, ferrite transformation is much promoted by large deformation in low temperature.

(ii) The increase of pearlite volume fraction is clearly detrimental to the toughness in coarse grained steels but not so harmful in grain refined steels. And also the banding of pearlite by hot rolling seems to give a favourable effect on toughness.

(iii) The precipitation hardening with V or Nb raises charpy transition temperature in the case of high finishing temperature, but not at low finishing temperature.

(iv) It is shown that the strength and toughness of hot rolled steel plates are affected by many factors and that the contribution of each factor varies considerably by rolling conditions.

(Received Feb. 28, 1972)

1. 緒 言

鋼板の圧延過程を厳密に制御して、結晶粒を細粒化し圧延ままで強靱性のすぐれた良質な鋼板を得ようとする controlled rolling の研究が盛んである。とくに IRANI, IRVINE らを中心とする BISRA の研究グループによって圧延仕上温度、パススケジュールなどの種々の圧延条件ならびに成分元素と強靱性との関係について多数の報告がなされている^{1)~4)}。しかしながらコントロールド・ローリングによつて、どのようなメカニズムで強靱性が向上するののかという問題に対しては、現在もなお不明な点が多いようである。著者らは圧延材の強靱性を左右する因子の中で、結晶粒径、パーライトの量と分布、Vあるいは Nb などによる析出強化の3点はいずれも無視しえない重要な因子であると考え、そして圧延という thermo-mechanical な加工が、これらの因子をいかに支配し、それを通して強靱性にどのような形の影響をおよぼすかについて研究した結果を報告したい。

本報の内容は、①圧延材の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態挙動を調べるこ

とにより、細粒化のメカニズムを調べた結果、②化学成分、圧延条件によるパーライトの変動と強靱性の関係、③ V, Nb の析出強化と強靱性の関係、④コントロールド・ローリングにおける上記各因子の制御の実例、という4項である。

非調質鋼で問題となる機械的性質は多数あるが、本報ではその中で強度とシャルピー遷移温度に対象を限定した。しかしながら、かかる狭義の強靱性に対しても、前述の3因子以外のものが必ずしもいつも無視できるとは限らないであろう。そこで、多数の実験を統合して、極力、強靱性のもつ多因子性、多面性を総括的に述べようと努めた。

2. 圧延による変態誘起と結晶粒微細化

2.1 細粒化と圧延材の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態挙動

鋼の強靱性の支配因子の第1が結晶粒径であることは

* 昭和47年2月28日受付

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所

HALL, PETCH らによつて定量的に整理されていらい周知のことである。そして圧延による細粒化については熱間圧延されたオーステナイト (γ) 粒の挙動と、それに結びつくフェライト (α) 生成のメカニズムにまで立ち入つてみて初めて理解されるだろう。そこで粒径制御の要点として圧延材の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態挙動を調べた。Fig. 1 は 図中に示した 3 種の Al キルド鋼の圧延温度による α 変態開始温度 (F_s) の変化を示す。30 $\phi \times 60$ l の試料を 1250°C に加熱したのち、1220°C 以下の各温度で 75% (60 \rightarrow 15 mm) の加工を 1 ないし 2 ストロークの鍛造で加え、その後の冷却中に焼入処理をし、そのマイクロ組織観察によつて F_s を求めたものである。高温側より圧延温度の低下とともに F_s は上昇し、それは最高 100°C にもおよぶ。ついで F_s と圧延温度が等しくなり、以下は圧延温度の低下とともに F_s も下がる。このように F_s は圧延温度によつて特徴的な変化をすることがわかつた。そこで、それにともなう α 変態様式の変化を同様な実験にて詳しく調べた。一例として Nb 鋼の圧延温度による α 生成形態の変化を Photo. 1 に示す。1150°C 圧延材では圧延後の γ は再結晶し、かつ成長したもので初析 α はまず γ 粒界に生成し、そのあと γ 粒内にウィッドマンステッテン状 α を生じている (Type I A)。それに対し、圧延温度の低い 1080°C 圧延材では再結晶 γ 粒が細かくて、一様な α +パーライト組織になる (Type I B)。800°C 圧延材では微細な α が特異な点列状に生

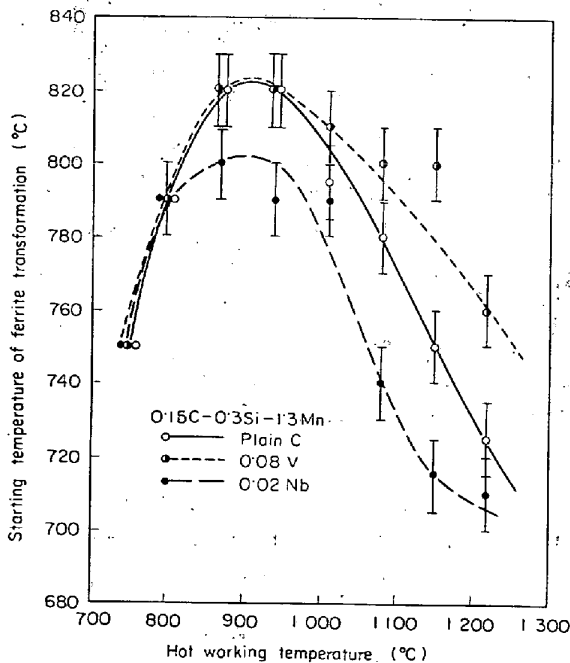


Fig. 1. Variation of starting temperature of ferrite transformation with hot working temperature obtained by microstructural observation after working.

成している部分と圧延ままに伸びてまつた α の生成しない γ 部との混合状態をへて、早く α の生成した部分には 5 μ 以下の微細 α が、未変態であつた部分からは比較的大きな α とパーライトが得られる (Type II)。1010°C 圧延材は細粒 α と粗粒 α あるいはウィッドマンステッテン状 α との混合組織になつている (Transition Type)。このような組織観察から Fig. 1 に示した F_s の圧延温度による変化のうちで、 $F_s <$ 圧延温度にて F_s が変化する場合の α は γ 粒界生成型ともいえる I 型 (以下の本文中には、前述の変態形式をこのように表わす) の変態であり、 F_s の変動は γ 粒径の変化に依存していることがわかる。それに対し、 $F_s =$ 圧延温度となる場合は II 型の変態形式であり、圧延ままに伸長した γ 粒と α の生成形態から考えて α は非再結晶 γ の粒内生成からなつていて圧延と変態が結びついたものと推察される。このように圧延温度によつて α の変態温度、生成形態までも変化することがわかつた。

これらの変態形式を詳しく模式的に表わしたのが Fig. 2 である。Fig. 2 において I A 型、I B 型は圧延後に γ が再結晶する場合の変態形式である。変態前の γ が粒度番号で 5 番以下ならば I A 型で、初析 α はまず γ 粒界に生成するが、 γ 粒内には Nb 鋼 > 普通鋼 > V 鋼の順でウィッドマンステッテン状 α を生じやすくなる。粒度番号 6 番以上の I B 型では γ 粒界が α の主要な生成サイトとなり、 α +パーライトの均一な組織で、 γ 粒の細かいほど細粒 α が得られる。それに対し、II 型は圧延後の γ が再結晶しない領域で加工の加わつたときの変態過程であり、Fig. 1, Photo. 1 からわかるように圧延とほとんど同時に微細 α が γ の粒界、粒内を問わずに多数生成するのである。そして未変態ままに取り残されて、微細 α を生じなかつた部分にも α とパーライト組織を生じ、ベイニティック α を生じることはない。遷移型は I 型と II 型、の中間段階であり、I B 型で生じた細粒 α と非再結晶 γ 部よりのウィッドマンステッテン状 α が混在する場合、および一部が II 型変態し残部の非再結晶 γ 部からのウィッドマンステッテン状 α あるいは粗粒 α を生ずる場合の両者があり、どちらも含めて遷移型として統合する。

このように圧延材の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態形式を体系化すると圧延による細粒化には次の 2 つの方法に大別される。

①再結晶 γ 粒を細かくして細粒 α を得る方法。

②圧延後の γ が再結晶しない領域で強加工を加えて微細 α を直接生成させる方法。

そしてこれらの α 変態形式にては Photo. 1 から明らかになごとく、平均粒径に関しては II 型 < I B 型 < 遷移型 < I A 型の順で大きくなつている。

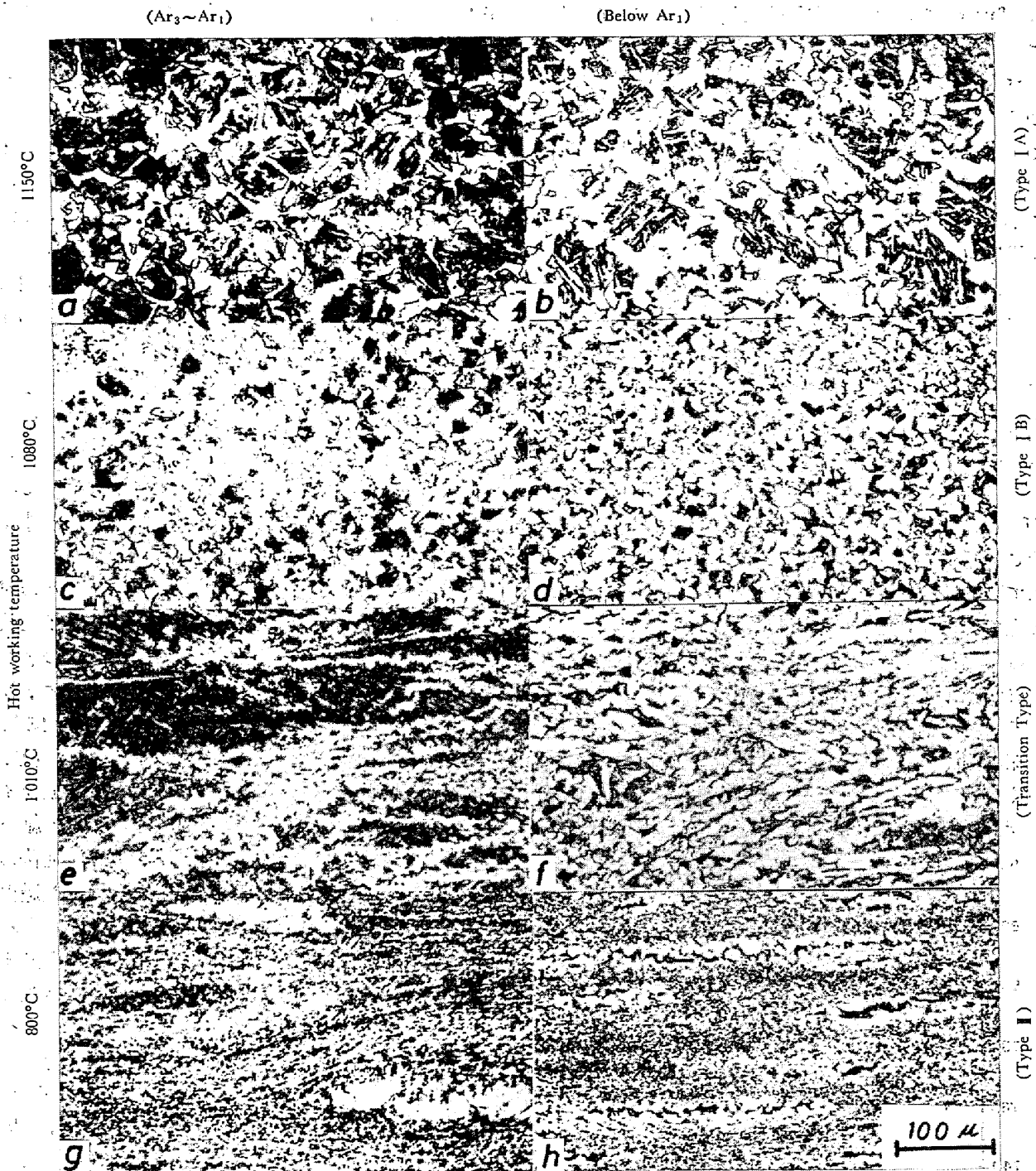


Photo. 1. Change of ferrite transformation type with hot working temperature in Nb steel.

Ⅱ型変態の場合にはいかに広い領域に多くの微細 α を生ぜしめるかがコントロール・ローリングの要点となる。Fig. 3はNb鋼にて加工度、圧延温度によるⅡ型変態で生じた細粒 α 部の面積率の変化を示す。低温度で加工度を大きくするほど細粒 α の量は多くなる。そして組織の大半をⅡ型変態せしめるような圧延をⅡ型のコントロール・ローリング、主にⅠ型変態組織よりなる圧延をⅠ型のコントロール・ローリングと呼ぶことにする

と、Ⅱ型のコントロール・ローリングは850°C 圧下なら少なくとも65%以上の加工度を要するであろう。50%以下の圧下では、ほとんどⅡ型はみられない。

Fig. 4は普通鋼、V鋼、Nb鋼について、上記分類にしたがった75%圧下材での圧延温度と α 変態形式の関係を示す。含Nb鋼ではⅡ型を生じやすく、以下V鋼、普通鋼とつづく。逆に、普通鋼、V鋼の方がNb鋼よりもⅠ型の領域が広い。鋼種間の差異は γ 粒の再結晶挙動

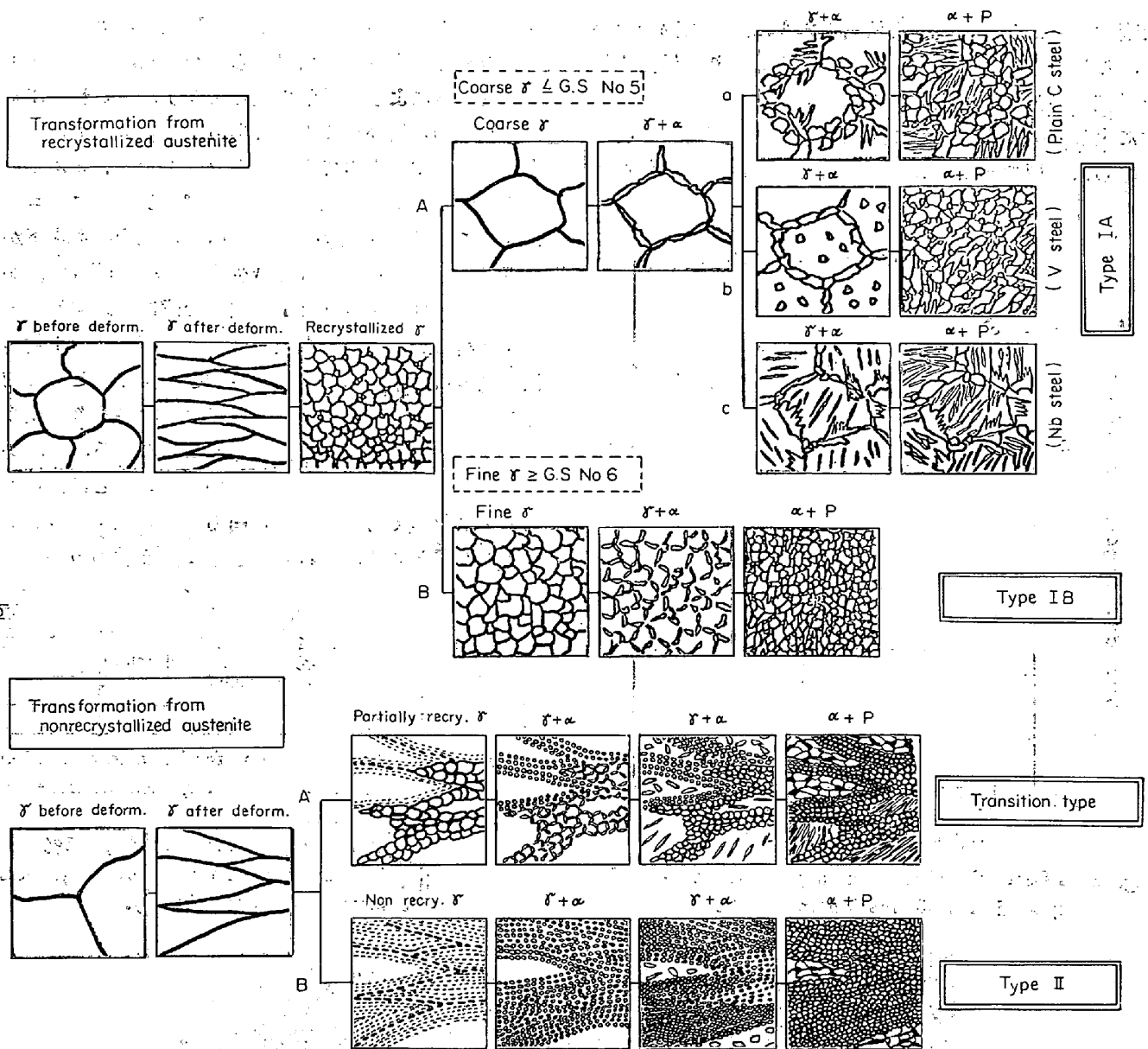


Fig. 2. Schematic diagram of ferrite transformation type for hot worked steel.

と関連するようである。一般に Nb は γ の再結晶抑制作用が強いといわれている。 γ の再結晶抑制作用については炭(窒)化物の析出と再結晶が競合する場合に、析出が先行すると再結晶が阻止されるとする説⁹⁾が有力である。 Fig. 4 に示した各変態領域は、実際の圧延では、高温域の圧延で γ が細粒化しているために遷移型の領域は狭くなり、とくに I B 型が低温側へ広がるであろう。

2.2 II 型変態の本質；圧延誘起変態

前節で示した I 型の変態は圧延材に限らず単純な加熱、冷却によつても得られる通常の形態である。しかし II 型変態については圧延材特有のものであり、その変態挙動からして圧延による誘起変態であると考えられ、本節にて改めて II 型変態についての詳細を報告する。

I 型変態では圧延とともに α が生成することを確認するために、II 型変態を起こしやすい Nb 鋼を 800°C で 75% の圧下を加えた直後の焼入組織を Photo. 2 に示す。ピクリン酸飽和水溶液に界面活性剤を加えた腐食液にて粒界を優先腐食したもので、微細な α 点列が確認された。焼入時に生じた α ならばベイニティック α となり、かような微細点としては生成しがたいことから、実用的意味では圧延直後には微細 α が生成していることがわかった。 α がかような列状をなして生成することについては圧延後の γ の状態を調べた Photo. 3 から推察される。これは普通鋼を 800°C にて 50% の圧下を加えた直後の γ の状況を前述の腐食液にて現出したものである。 A は γ が再結晶した部分、 B は非再結晶 γ 中に生じ

た変形帯であり、Cは非再結晶のままに残った部分である。これと Photo. 1, Photo. 2 の比較より、低温圧延で微細 α が列状に生成するのはBで示されるごとく、 γ 中に生じた変形帯にそつて生成するからと思われる。

さらにII型変態では α の生成量も圧延によつて促進さ

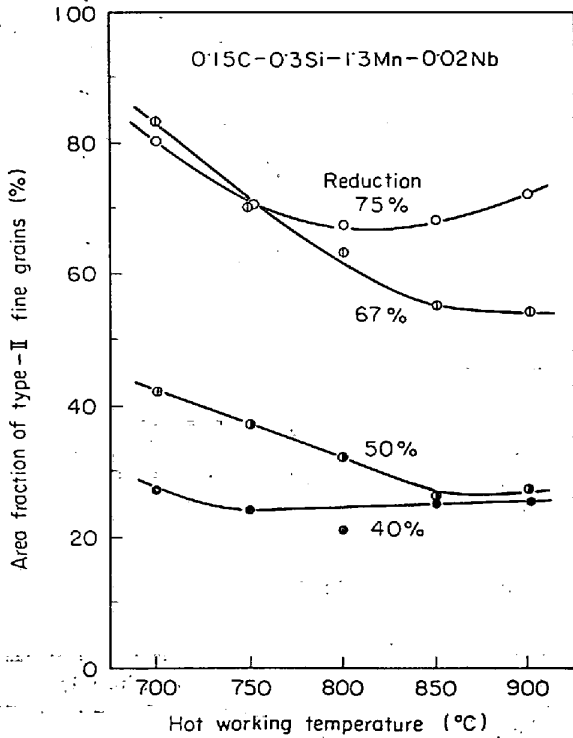


Fig. 3. Effect of deformation degree on fraction of type II transformation in Nb steel.

れていることが Fig. 5 に示す圧延温度によるパーライト量の変化を定量した結果からわかつた。パーライト量は圧延温度により3段階の変化をなすが、これは圧延材の変態挙動と結びつくものである。stage IはI A型の変態に対応するものでウィッドマンステン状 α あるいはベイニティックな組織を含むのでパーライトコロニーは大きくて、量的にも多い。それらは圧延温度が下がり γ 粒が細くなるにつれて減少する。stage IIは γ が細かくコントロールされたI B型の変態に対応する。一様な α とパーライト組織を生ずるためにパーライト量の変化は少ない。stage IIIはII型変態を生ずるところで前2者に比しパーライト量が減少している。つまりII型変態では α 量そのものも多く生成することになる。これが単に変態温度のみに起因しているのではないことは、Fig. 1にてI型変態でもII型変態と同温度で変態する場合があるにもかかわらず、これらよりもII型変態の方がパーラ

Steel	Hot working temperature (°C)									
	1220	1150	1080	1010	940	870	800	750	700	670
Plain C	IA	IA	IB	IB	IB	IB	Transition type	Transition type	II	II
0.06~0.08V	IA	IA	IB	IB	IB	T	T	T	II	II
0.02 Nb	IA	IA	IB	IB	T	T	T	T	II	II
0.05V-0.02Nb	IA	IA	IB	IB	T	T	T	T	II	II

Fig. 4. Relation between ferrite transformation type and hot working temperature in various steels. (Heating temperature 1250°C, 75% reduction at each temperature. Symbols are same as used in Fig. 2).



Photo. 2. Fine ferrite grains transformed immediately after hot working at 800°C in Nb steel, etched with saturated picric acid containing sodium benzen sulfonate.



A : recrystallized austenite grains
 B : deformation band in nonrecrystallized austenite grain
 C : nonrecrystallized austenite grain

Photo. 3. Microstructure showing details of austenite grains deformed 50% at 800°C in plain carbon steel.

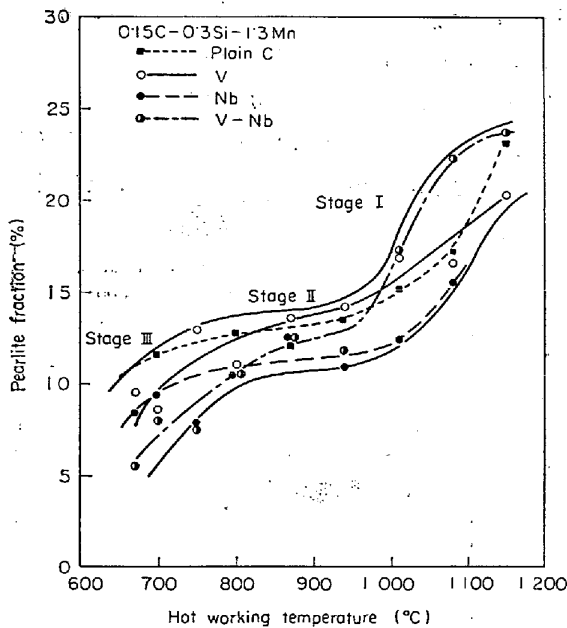


Fig. 5. Variation of pearlite fraction with hot working temperature in various steels.

イト量が少ないことから明らかであろう。そしてⅡ型変態ではパーライト体積率の減少にともないセメントタイト粒子を直接に生ずるようになる。Photo. 4 に Nb 鋼を 800°C で圧延した際の抽出レプリカ法による電子顕微鏡写真を示す。Ⅱ型変態により生じた細粒α部には小さなパーライトコロニーとともに、α粒界にセメントタイト粒子が単体として析出している。これはαの強制変態



Photo. 4. Electron micrograph showing cementite morphology produced in type II transformation in Nb steel deformed at 800°C.

でわずかに残留したγ部には炭素が極度に濃縮するからであろう。またⅡ型変態では、このようなことから局部的に炭素などの溶質元素が濃縮してその部分の焼入性が向上し、疑似パーライト・ベイナイト・マルテンサイトなどの低温変態生成物を生ずる可能性があるわけである。そこで極端にフェライトとマルテンサイトの混合組織が生じた例を Photo. 5 に示す。これは 0.15C-0.3Si-1.3Mn 鋼に 0.6% Mo を添加した鋼種を仕上厚 11 mm にて 800°C 以下 80% の強加工を加えた低温圧延材の電子顕微鏡写真である。写真より微細αとともにマルテンサイトが認められ中間変態組織はまったくみられ



Photo. 5. Ferrite and martensite structure obtained by type II transformation in 0.6% Mo steel.

ない。これは前述の変化が実際の圧延材にても起こっていることにほかならない。

かくのごとく、II型変態は圧延による α の強制変態であることがわかるが、それをまとめるとつぎのようになる。

圧延後 γ が再結晶しない領域で強加工を加えると、非再結晶ままの粗大な γ でもその粒内に強度の変形帯を生じる。これが α の生成サイトとなるわけであるが、加工歪はこの部分に集中し、その歪エネルギーが直接あるいは間接的に $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を起こすための driving force となり変態そのものが圧延により強制的に促進されて微細 α を多数生成するものと思われる。かかる圧延による誘起変態では無歪みの熱的平衡以上に α が生じてしまうのでパーライトの体積分率が低下するのであろう。

低温圧延によつて非再結晶 γ から細粒 α が得られることに対し、IRVINE ら³⁾は圧延後の γ が細長く伸びているために粒界に生成した α は伸長 γ 粒幅の1/2までしか成長しないので細粒化し、また強加工の場合には α 変態核も増すだろうと報告している。同様に PRIESTNER ら⁴⁾、丸山ら⁷⁾も圧延により α 生成サイトが増すからとしている。とくに丸山らは圧延により生じた γ の変形帯を含むみかけの粒界密度を求め低温圧延によつて密度の高まることを示している。本報では変態核が γ 粒界のみに関連するのではなく、加工による変形帯上で、加工エネルギーを直接変態に利用する形で微細 α が多数形成されるのであろうと考えた。また LEHNERT⁸⁾や小指⁹⁾らは圧延によつて $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態そのものも促進されると報告しているが、本報はこれを確認し、 F_s 点は圧延温度にまで上昇し、かつ α 変態が強度に促進されてその体積分率が上昇することを示したものである。

3. 強靱性におよぼすパーライトの挙動

非調質鋼で取り扱うフェライト+パーライト鋼にては第2相のパーライトの役割も無視しえない。一般にはパーライトの体積分率が大きくなると鋼は硬化して靱性は劣化するとされている。圧延材でのC量(炭素量すなわちパーライト量)とシャルピー破面遷移温度の関係をFig. 6に示す。これは0.04V鋼と0.02Nb鋼を仕上厚11mmにて、800°C仕上の低グレード圧延と700°C仕上の高グレード圧延を行なった結果である。(以下に用いる実験データはとくにことわりのないかぎり、スラブ厚82mm, 1250~1200°C加熱, 仕上厚11mmにて実験室的に圧延したものである。)

C量の増加とともに靱性は劣化するが、低グレード圧延では急激に靱性が劣化するのに対し、高グレード圧延ではパーライト量が増しても靱性の変化は少ない。すなわち低C側よりも高C側において両圧延間の靱性の差が大きくなるのである。Photo. 6にV鋼のマイクロ組織変化を示す。両圧延材ともC量が増すと平均的なフェライト粒径は細かくなっている。しかし700°C仕上材の方が800°C仕上材よりもC量にかかわらず細粒であり、パーライトのバンド構造が明りようである。したがってFig. 6に示した圧延法による靱性変化の違いはC量が増すとむしろフェライト粒径は細くなるのであるから単純にその粒径変化のみで説明できるものではなくパーラ

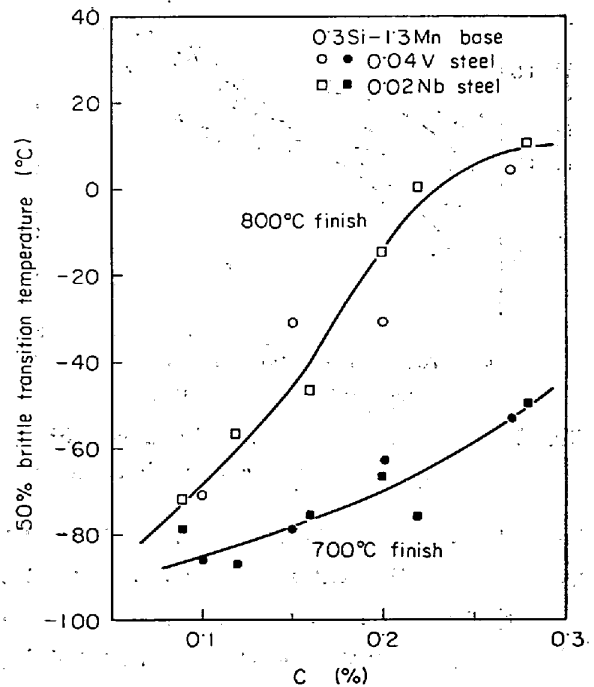
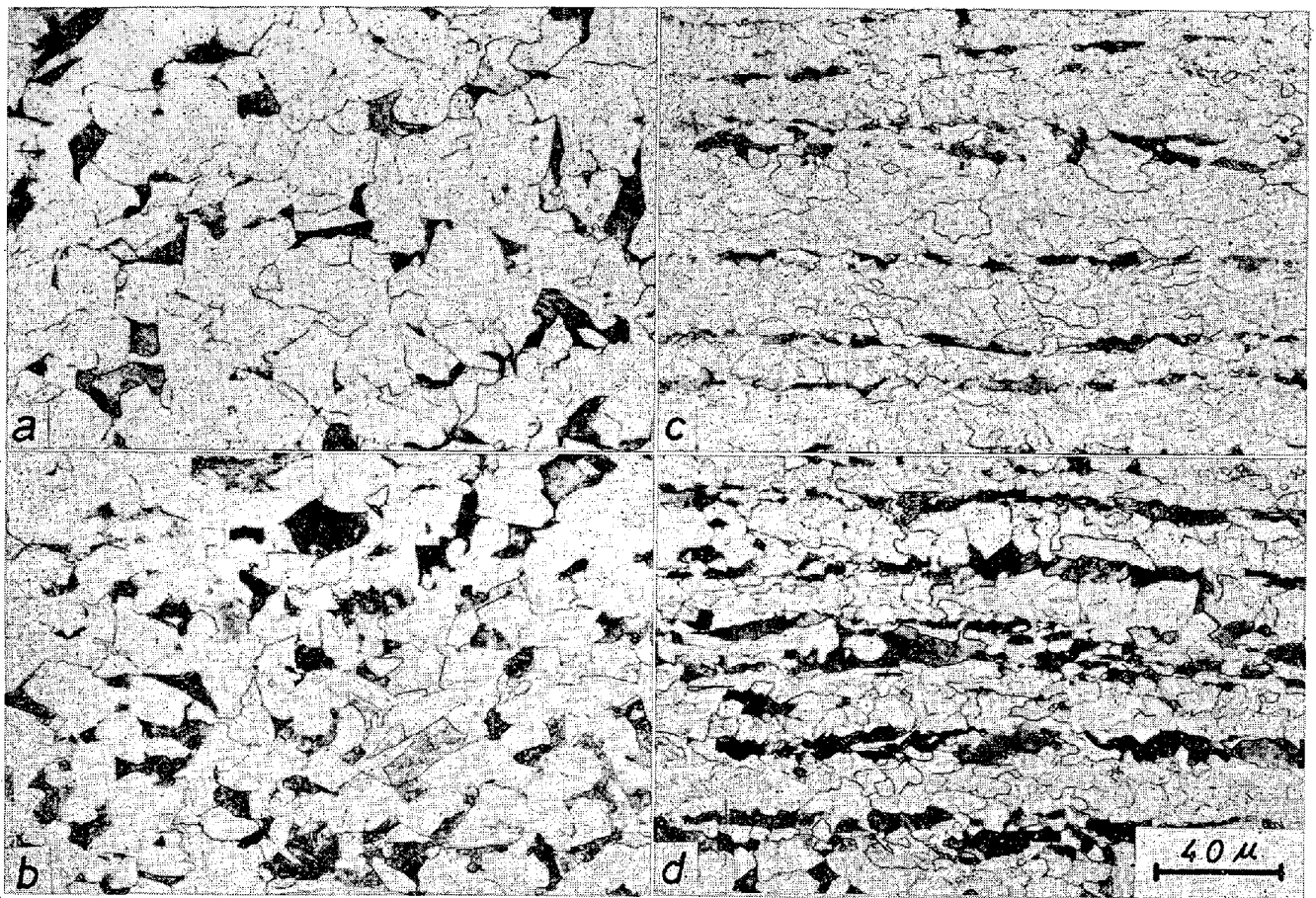


Fig. 6. Effect of C content on Charpy transition temperature of steel plate rolled at different finishing temperature.



C (%)	Finishing temp.(°C)	T.S (kg/mm ²)	$vTrS(°C)$	Ferrite grain size (μ)
(a) 0.10	800	50.7	-71	17.0
(b) 0.20	800	58.2	-31	11.9
(c) 0.10	700	55.2	-86	9.3
(d) 0.20	700	59.9	-63	7.0

Photo. 6. Changes of microstructure and mechanical properties with C content in 0.3% Si-1.3%Mn-0.04%V steel.

イトの役割と関連して説明せねばならない。そこでFig. 6のC量による靱性変化とPhoto. 6の組織変化を結びつけると、つぎの2つの考え方が可能である。

①高グレード圧延の細粒鋼では靱性に対するパーライトの体積率効果が小さい。逆にいえばパーライトが多いと粒度効果が甚大で粗粒の低グレード圧延では靱性劣化が大きく、パーライトが少ないと粒度効果は小さくなり両圧延間の靱性の差が少ない。

②パーライト部の大きさ、分布、とくに板厚方向の大きさが靱性に影響し、高C材でもパーライト帯を生じて帯の幅が細くなるような高グレード圧延はパーライト相の悪影響が小さい。

実際にはこの両者がともに靱性に寄与していると考えねばならない。本節ではこれらについて若干の検討を行なってみる。Fig. 7は強靱性と粒径の逆平方根の関係にてC量の効果を調べた結果を示す。これは圧延グレードを変えることにより粒径と強靱性を変化させた結果であ

る。降伏強さ(YS)と $d^{-1/2}$ の関係でみるとパーライト量が増すほど直線の正の勾配は小さくなり、切片の値は大きくなっている。すなわちHALL-PETCHの関係式¹⁰⁾

$$\sigma_y = \sigma_1 + K_y \cdot d^{-1/2} \dots \dots \dots (1)$$

にて、パーライト量が増すほど σ_1 は大きく、 K_y は小さくなるのである。パーライト量によるこの勾配の変化に対しKOUWENHOVEN¹¹⁾はフェライト+パーライト鋼ではつぎのような修正式を示している。

$$\sigma_y = f_a \cdot \sigma_{1a} + f_p \cdot \sigma_p + f_a \cdot K_y \cdot d^{-1/2} \dots \dots \dots (2)$$

この式において f_a, f_p はフェライト、パーライトの体積分率であり $f_a + f_p = 1$ になる。また σ_{1a}, σ_p はそれぞれ完全フェライト、完全パーライトでのinternal friction stressである。(2)式においてC量増加つまりパーライト量が増すと f_a は小となり、直線の勾配を示す $f_a \cdot K_y$ の値が小さくなることは明白である。また $\sigma_p > \sigma_{1a}$ であるからパーライトの増加はその直線の切片をも高めることになる。したがってFig. 7に示したYSと $d^{-1/2}$ の関

係におけるパーライトの影響とよく合致していることがわかる。つぎに Fig. 7 にて遷移温度と粒径の関係をみる

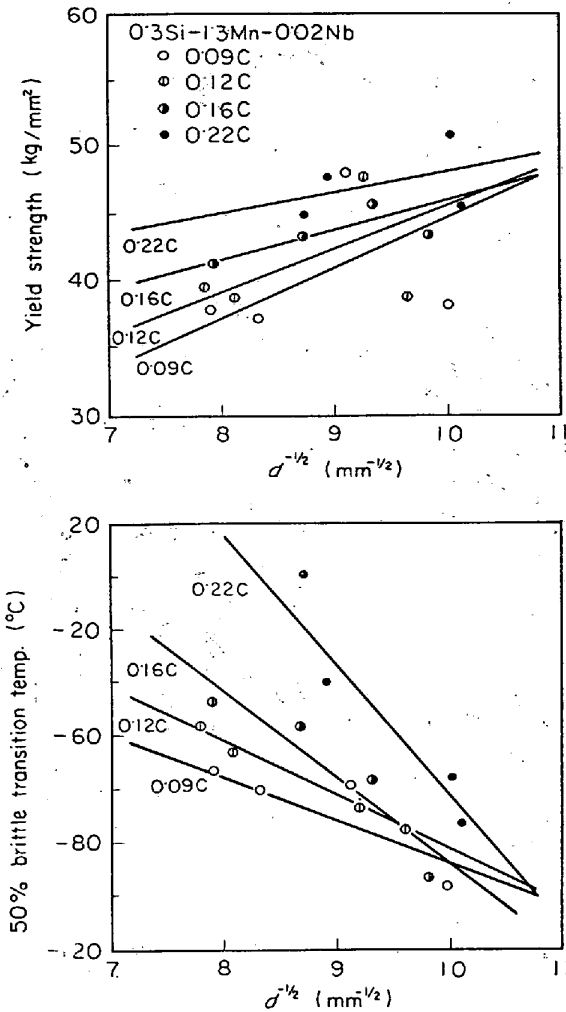


Fig. 7. Relation between mechanical properties and reciprocal square root of mean ferrite grain diameter of steel plates containing different amount of C.

とパーライト量が増すほど直線の負の勾配は大きくなりその切片の値も大きくなっている。ところで PETCH は粒径と遷移温度についてつぎの関係式を示している¹⁰⁾。

$$\sigma_{TC} = \sigma_0^* + C - \left(\frac{4q\mu\gamma'}{k^*} - k^* \right) d^{-1/2} \dots \dots \dots (3)$$

(3)式において k^* は $\sigma_f = \sigma_0^* + k^*d^{-1/2}$ 式で示される ductile fracture stress σ_f と $d^{-1/2}$ の関係の勾配であり (1)式での K_y あるいは (2)式での $f_\alpha \cdot K_y$ とマクロ的には同類のものである。したがってパーライト増によつて (1)式または (2)式の直線の勾配が小さくなることは $K_y = ak^*$ と考えると, (3)式において k^* が小さくなることである。そうすれば (3)式で示される直線の勾配は逆に負に大きくなるのがわかる。同時に σ_0^* も大きくなるのであるから遷移温度と粒径の関係は Fig. 7 に示されるごとく, パーライト増によつてその勾配は大きく, かつ切片の値も大きくなるのである。このようにパーライト量による強靱性と粒径との関係は HALL-PETCH の関係式を用いて定性的に説明が可能であり, 前述の①の考えが成り立つのである。

パーライト帯 (あるいはフェライト帯) は C, Mn 量によつて顕著に変化するが, S によつても影響を受けるということ, および強靱性に対してパーライト帯の効果を無視しえないという実験結果が得られた。Photo. 7 に 800°C 仕上圧延材での S 量によるパーライト帯の変化のようすを示す。これより S 量を増すにつれてパーライト帯はしだいに幅が広くなりついには消滅してしまう傾向にあることがわかる。Photo. 7 には同時に各マイクロ組織に対して平均粒径とシャルピー遷移温度を示しているが, S 量により粒径はほとんど変化しないのに靱性は S 量の増加とともに劣化している。そしてこの靱性変化は S 量によるパーライト帯の消滅の過程と合致するもので

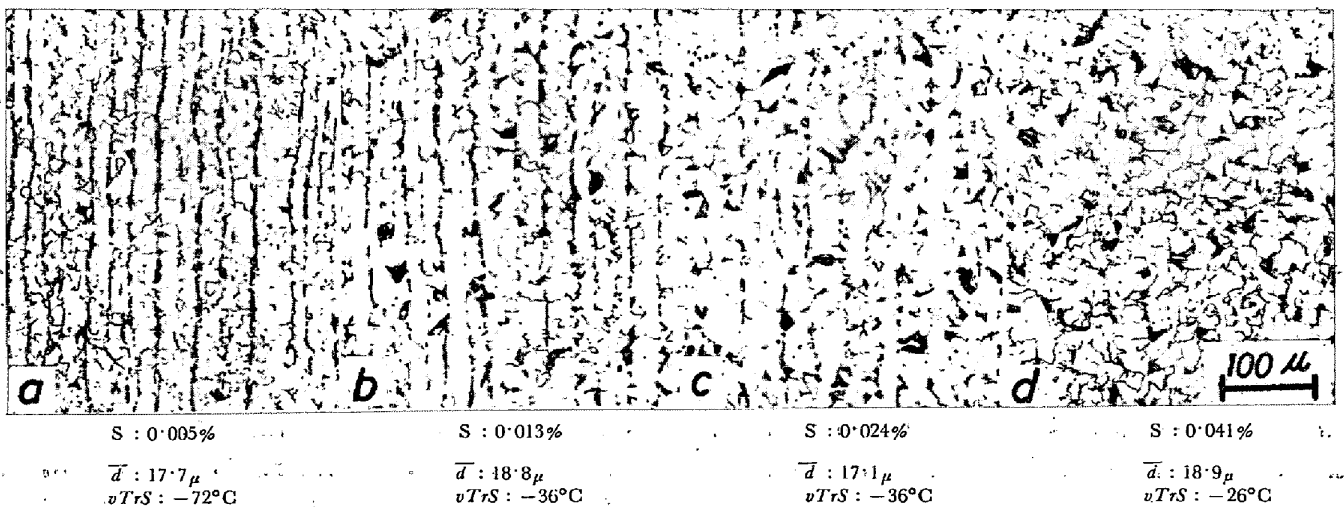


Photo. 7. Change of microstructure with S content in 0.11%C-0.3%Si-1.3%Mn-0.08%V steel finished rolled at 800°C.

あり、パーライト帯が細くち密に並列することによる靱性向上への寄与を考えざるを得ない。S量が増すとMnSも増すが、これは主として延性に関与するもので靱性-脆性遷移温度にはあまり関与しない。以上のようなことからパーライト帯が細くち密に並列するような場合には破壊の進行方向によつて crack arrester, crack divider などの作用で破壊応力を緩和して靱性には好ましい影響を与えるものと考えられる。パーライト帯を生成しやすい高グレード圧延材、まったく生成しない仕上げ温度の高い低グレード圧延材ではこのようなパーライト帯のS量による変化も、遷移温度の変化もみられず、たまたまそれらの中間にあたる圧延条件のときに、かかるS量によるパーライト帯の変化および遷移温度の変化が観察されるのであろう。

4. 圧延による炭(窒)化物の歪誘起析出と非脆化型析出強化

4.1 圧延材における V, Nb の析出強化

非調質鋼の強靱性を左右するものとして V, Nb の炭(窒)化物の作用は重要である。Fig. 8 は 0.09V-0.02Nb 鋼について圧延仕上げ温度が変わつた際の V, Nb の析出物を定量した結果である。これより V, Nb の析出は圧延仕上げ温度を低くするほど多くなることわかる。参考値として 930°C × 1 hr の焼準処理材の結果を示し

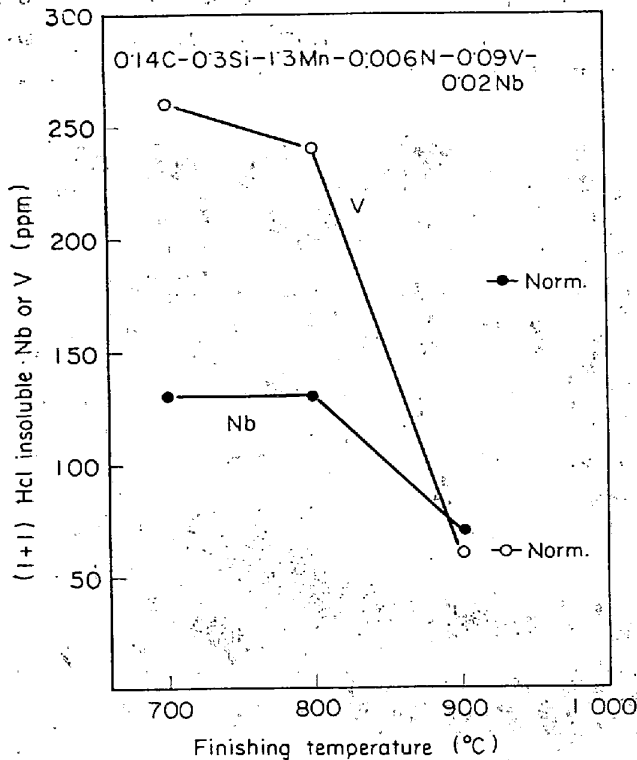


Fig. 8. Variation of precipitated V or Nb amounts with finishing temperature.

ている。焼準温度では固溶しない Nb に対し、V は一度固溶したものの析出であるから圧延材のそれと同質であり、900°C 仕上げ材と同程度の V が析出している。しかし 800°C 以下の低温圧延材の析出量にはおよばない。低温圧延は V, Nb の析出そのものも促進していることがうかがえる。低温での圧延加工が大であるほど、析出サイトの増加と歪エネルギーによる析出そのものの活性化が考えられるし、第 2 章で報告したように低温圧延により圧延と $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が結びつくようになると、V, Nb の固溶度の低いフェライトの生成によつていつそう析出しやすくなるのであろう。以上のような理由で低温圧延材の方が高温圧延材よりも V, Nb の析出量が多くなるものと考えられる。

ところで析出物については (i) オーステナイト相に析出しフェライトとは非整合かつ粗大な析出物と (ii) フェライト相に析出した微細な整合析出物とに大別される。そして前者はオーステナイトの細粒化には寄与することもあるが、析出物そのものは強靱性にはほとんど無関係である。後者にては、成長して整合性を失つたものは強靱性にはあまり関係しないが、微細なものは転位の運動を妨げて強度を高める一方で整合歪により靱性は低下するといわれている。Fig. 8 にて求めた V, Nb の析出物についても、このように内容は異なつたものであるはずである。そこで Fig. 9 に圧延材の強靱性におよぼす析出

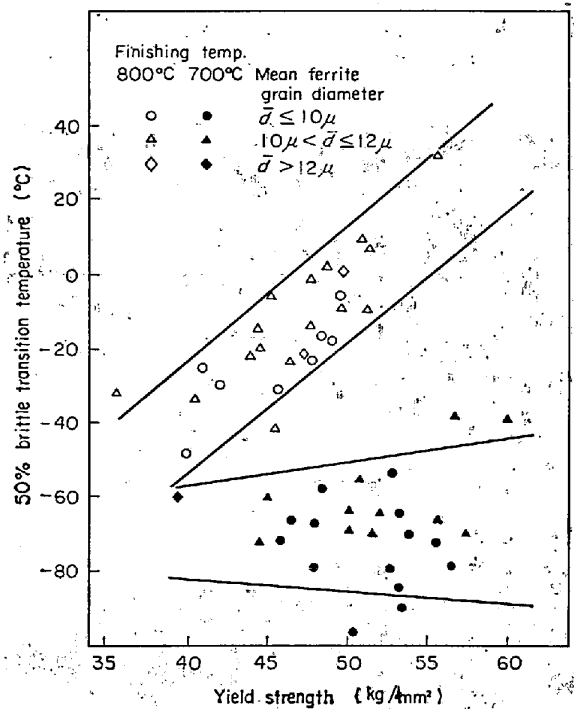


Fig. 9. Relation between charpy transition temperature and yield strength in rolled steels containing different amounts of V or Nb.

物の性格を調べた結果を示す。これは0.15C-0.3Si-1.3Mn鋼にてV, Nbの添加量を違えることにより強度を変えて、800°Cと700°C仕上の2圧延を行なった結果をシャルピー遷移温度と降伏強さの関係で示したものである。そして粒径の変化を3段階で示しているが、この粒径にあまりかわりなく800°C仕上材では強度上昇とともに靱性が劣化している。一方700°C仕上材では強度は上昇しても靱性は劣化していない。すなわち圧延材の析出強化には靱性の劣化を伴うものと伴わないものの二態が認められるのである。それをさらに確認したのが

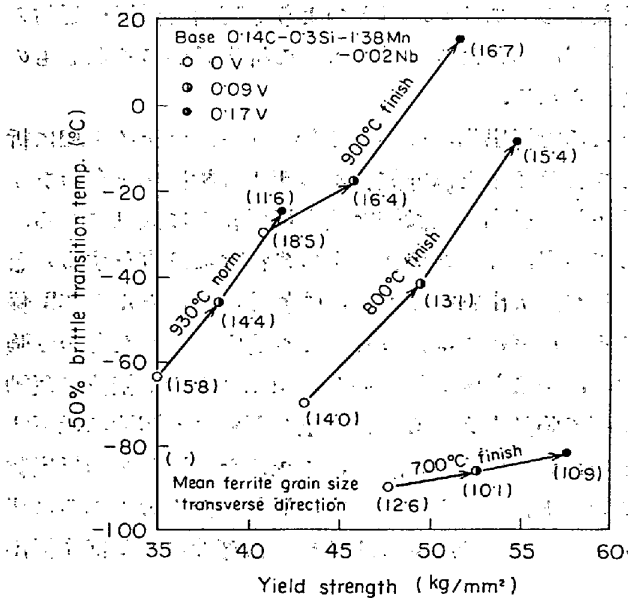
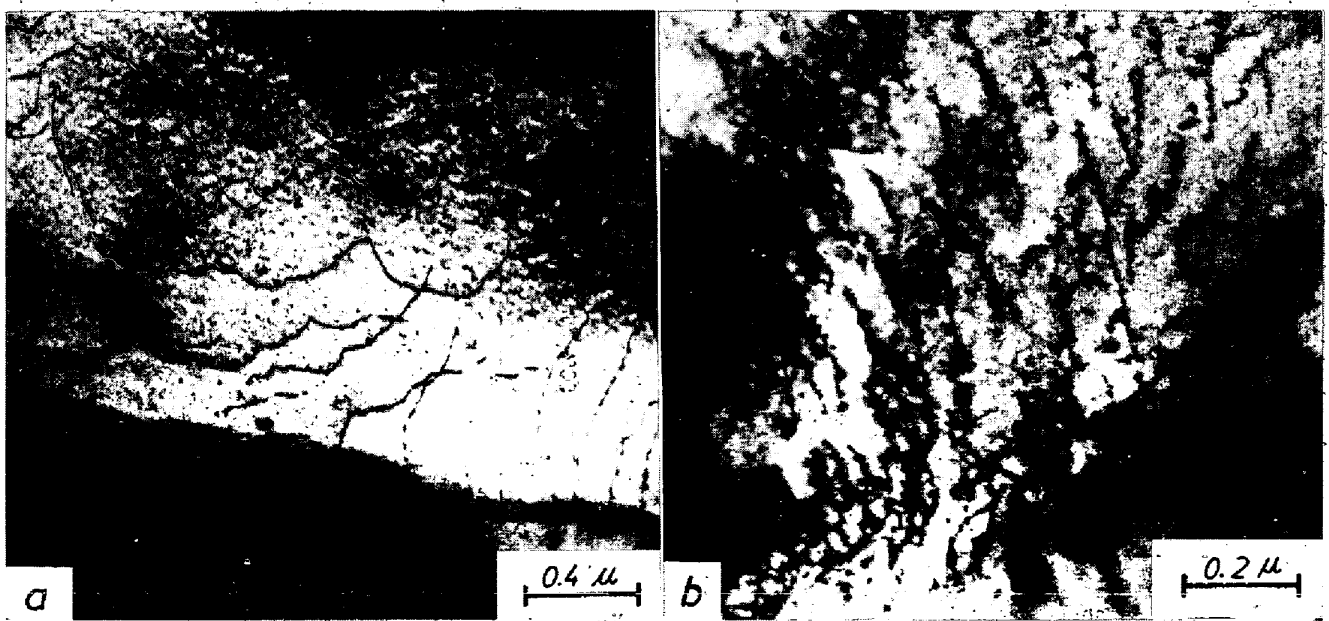


Fig. 10. Change of mechanical properties with V addition in various rolling conditions.

Fig. 10 に示す圧延条件が異なつた際のVの強靱性への影響である。圧延仕上温度3条件と焼準材にてVを添加した際の強靱性変化をベクトル的に示した。先の結果とまったく同じ傾向であり、焼準材でも強度の上昇により靱性は劣化して、700°C仕上圧延材のみが靱性劣化はほとんどないのである。図中に併記した個々の粒径(板の横方向)より、圧延法間にて結晶粒径の大小の違いはあるけれども、同一圧延条件内ではV量が増すと、細粒化はしても粗大化の傾向は認められないので、かかる強靱性の変動は粒径の違いに起因するものではなく析出強化の性格の差異として説明せざるをえない。しかし、前述の従来から考えられている2形式の析出物を考えるだけでは700°C仕上圧延材で脆化せずに強化している事実を説明できない。そこで第3の形式として非脆化型強化をもたらす析出物を考えねばならないのである。圧延仕上温度の高い場合や焼準材では前述の析出物の大別において、(i)のタイプ以外のものとして(ii)のタイプが多く析出し、脆化型の析出強化であり、圧延仕上温度の低い高グレードの圧延を行なったものは(ii)が減少して、この第3の非脆化型強化が増すと考えると都合がよい。

4.2 非脆化型析出強化についての仮説

微量のVやNbを添加することにより鋼の強度はたしかに上昇するのであるが、強度に寄与する析出物の大きさは約100Å以下の微細なものであるといわれており、化学分析による定量も試みられている¹²⁾けれどもその実体はなかなか直接的には捕捉しがたいようである。電子顕微鏡による直接観察を行なつても、整合性を失つ



(a) 800°C finished, 600°C coiled (b) 750°C finished, 600°C coiled

Photo. 8. Electron micrographs showing different contrast on dislocation lines.

た粗大な析出物や、微細なものが局在した形では認められるものの、これをもって材料の強度とは結びつけがたいような頻度なのである。それゆえに析出物の性格についていろいろな推論がなされている。本節にて、圧延材の強靱性を説明するうえで考えざるを得なかつた非脆化型の析出強化について若干の検討を加えたい。

圧延材の微細析出物はなかなかつかみかたいものの、圧延仕上温度の高い低グレード圧延材と仕上温度の低い高グレード圧延材の電子顕微鏡組織を比較すると Photo. 8 に示すような相違にしばしばであらう。これは後述の Fig. 14 に示すごとく、V-Nb 鋼のホット・コイルを 800°C で仕上圧延して脆化したものと、750°C で仕上圧延して靱性が改善された試料の直接観察写真である。800°C 仕上材よりも 750°C 仕上材の方が転位密度が高く、かつその転位線上に析出物と思われるコントラストを持つ。厚板圧延でも同様な差異があり、かかる転位が仕上温度の高い低グレード圧延材には量的に少ないことなどから、低グレードの圧延材では転位とは関係なくフェライト地に free に析出したものが多く、低温圧延した高グレード圧延材での微細析出物は主として転位線にそつて析出しているものと思われる。ステンレスの時効析出が 800°C では転位線上に、700°C では積層欠陥に析出していて、温度によつて析出サイトが異なるという報告がある¹³⁾。これからも、同じ圧延材であつても、条件によつては析出物の析出サイトが変化する可能性のあることが推察されよう。

そうすると、低グレード圧延でのフェライト地に整合性を持った析出物による強化は脆化をとともなうだろう。それに対して、高グレード圧延での微細析出物が転位と結びついて析出し、非脆化型になると考えてみよう。まず、低温圧延によりオーステナイトあるいはフェライトの転位密度は高まつているので、析出が転位線にそつて生じる可能性は大きいだろう。そして転位にからんだものは転位を固着し、また転位線にそつての核の多発のため微細であることから強化に役立つ。そして転位線はミクロ的には母相フェライトと非整合のものと考え、転位線にそつて析出した V、Nb の微細析出物も整合性を持たず、これ自身も新たな転位の source ともなりうるから非脆化型になるのではなからうか。以上のごとく非脆化型の析出強化が転位析出物の複合形式にて生ずるのではないかとの仮説をたててみたが議論の余地は残ると思われる。たとえば、鈴木¹⁴⁾は G-P 帯のような微細整合析出物は亀裂の発生伝播に対しても抵抗力となりうるので、微細整合析出物が硬化の主因になつてい

にも、靱性をほとんど失わずに降伏強さを増しうるといふ考えを示している。いずれにしても非脆化の析出強化の存在そのものは考えうるものであらう。

5. コントロール・ローリングにおける各因子制御の実例

5.1 I型とII型のコントロール・ローリング

以上並列して述べたように圧延材の強靱性は多因子性を持つものであるが、一般に結晶粒径はそれらの中でも強靱性とはとくによい相関をもつといわれている。それゆえ、コントロール因子の中でも、それがもつとも直接的に重要なものと考えられる。そこで第2章で報告した圧延材の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態形式より求まる細粒化の2方法について、それぞれI型のコントロール、II型のコントロールとして区別すると、コントロールのこの2形式により圧延条件や添加成分などの強靱性におよぼす影響に差異を生ずることがわかつた。Fig. 11 は靱性におよぼす圧延仕上温度の影響を示す。これは高温より圧延を続けて 950°C または 850°C にて温度調整し、その調整温度から仕上圧延にいたるまでに 61% (28→11 mm) の圧下を加えたものである。これより 950°C にて調整した際には 800°C に、また 850°C にて調整した際には約 720°C にそれぞれ靱性の最良となる仕上温度のあることがわかつた。調整温度が高い場合には主としてI型のコントロール・ローリング、調整温度の低い際にはII型のコントロール・ローリングと思われるが、両形式の圧延にて靱性上の最適圧延仕上温度が大いに異なつたものであ

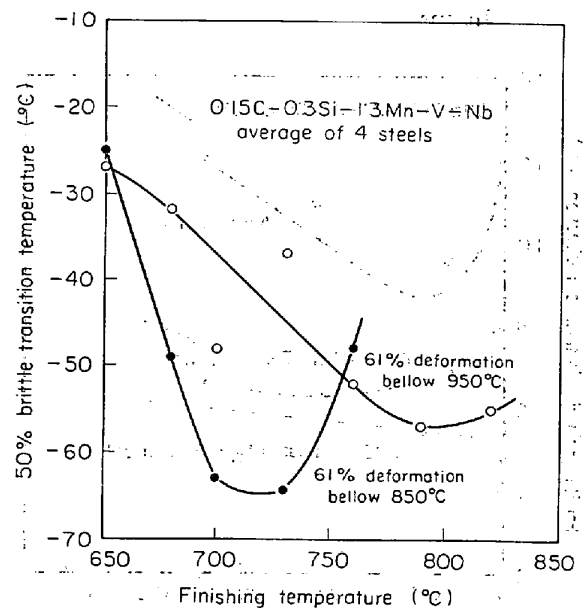


Fig. 11. Change of Charpy transition temperature with finishing temperature in different rolling conditions.

ることが認められた。従来はここでいう I 型のコントロールのみを扱い 800°C 近傍の仕上圧延が最良とされていた⁹⁾。しかし、新しく発展した II 型コントロールではまったく事情が異なるのである。I 型のコントロールでは 800°C 以下で圧延を行なうと組織的には整細粒から Photo. 1 あるいは Fig. 2 で示すような遷移型組織に移り靱性は劣化するのである。これに対し II 型コントロールでは第 2 章で述べた II 型変態を完全化するには低温で圧延するほどよいが、フェライトの加工硬化により脆化を生じることで 720°C 付近が最適の仕上温度となる。

さて、I 型のコントロールがオーステナイトの細粒化

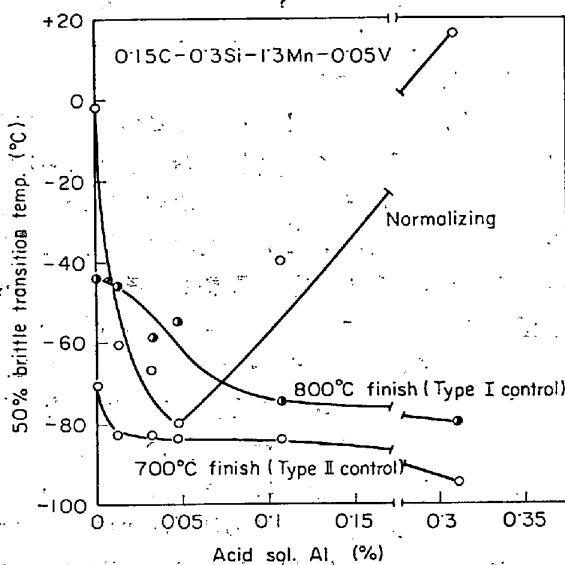


Fig. 12. Effect of Al content on charpy transition temperature in various rolling conditions.

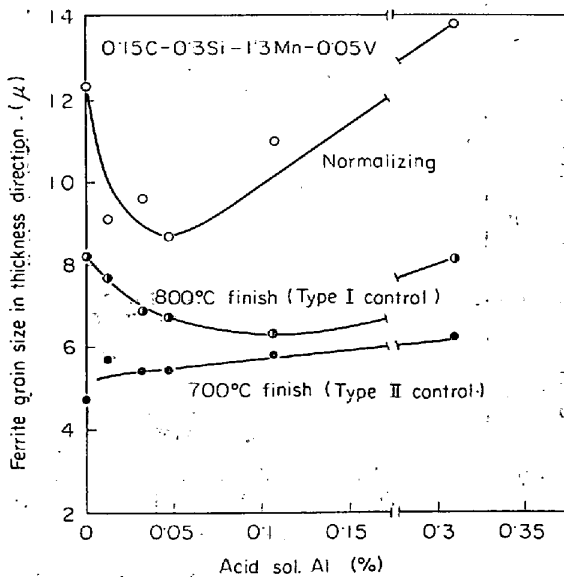


Fig. 13. Effect of Al content on mean ferrite grain diameter in various rolling conditions.

を目的とするのに対し、II 型のコントロールではオーステナイトの粒内に圧延により多数のフェライトを生成せしめるのでオーステナイト粒径の大小はフェライト粒の大小に関係しないようになるはずである。したがって後者においては Al, Ti その他通常のオーステナイト細粒化元素の意義はきわめて小さくなるであろう。そこで両コントロール法においてオーステナイト細粒化元素の強靱性におよぼす役割を調べてみた。

800°C 仕上圧延の I 型コントロール材と 700°C 仕上圧延の II 型コントロール材の酸可溶 Al 量による遷移温度の変化を Fig. 12 に示す。同時に Al の効果を確かめるために 930°C × 1 hr. 焼準処理材の結果も記す。焼準材あるいは I 型のコントロール材では Al 添加により遷移温度は低下して靱性は向上している。しかし II 型のコントロール材では Al 添加による靱性変化はほとんどない。これらについて板厚方向の平均フェライト粒径を測定した結果を Fig. 13 に示す。焼準材、I 型コントロール材のみでフェライト粒は Al 添加により細粒化して Fig. 12 の靱性変化とよく対応する。一方、II 型のコントロール材では Al 添加によりまったく細粒化は生じていない。すなわち焼準材あるいは I 型のコントロール材では Al のオーステナイト細粒化効果が認められるが、II 型のコントロール材ではそれがまったく関与していないことが示されている。また I 型のコント

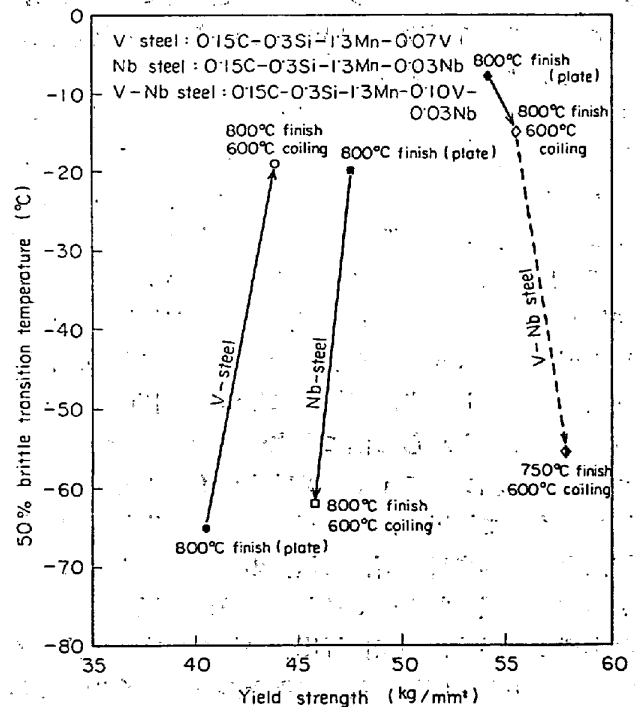


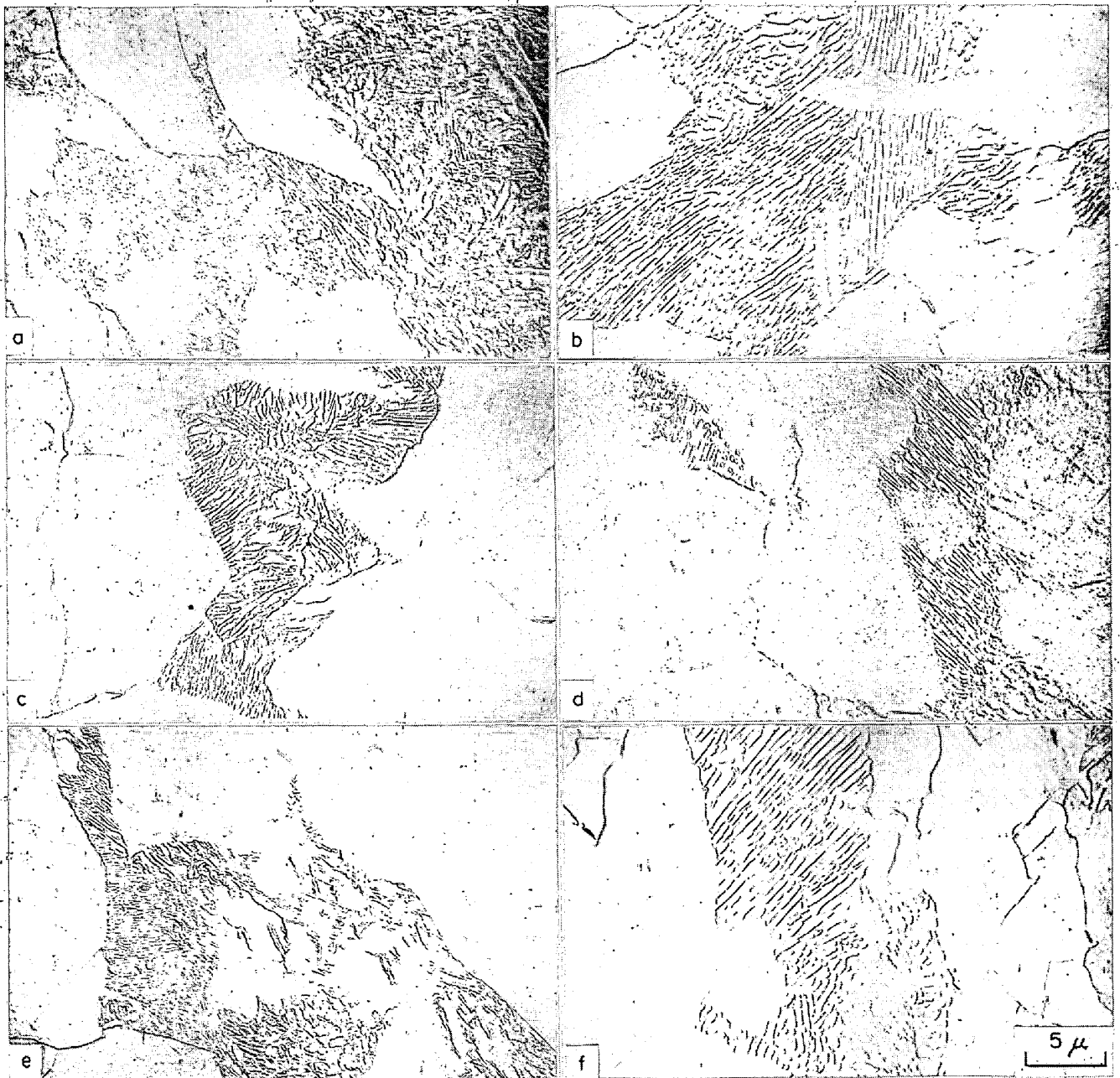
Fig. 14. Change of mechanical properties of V, Nb bearing steels in coiled and not coiled condition.

ールにおいても高温加熱により一たん固溶した Al の析出によるオーステナイトの成長抑制作用であるから、その析出量は未固溶ままの焼準材と比較すれば少なくなり、焼準材ほど顕著な細粒化効果は現われないようである。V や Nb などの添加元素もオーステナイト細粒元素として Al と同様な作用を示すとされている。したがってこれらも I 型のコントロールの場合には細粒化には有効であるとみなされる。しかしながら、この両元素については Fig. 4 に示す関係からもわかるように、オーステナイトの再結晶を抑制して II 型のコントロールを容易にする働きが重要である。この作用により、II 型のコントロールの場合にもこれら両元素が細粒化に有効に寄与する場合も生じている。以上のごとく、あらゆる面で I 型と II 型のコントロールの区別の重要性は明らかである。

る働きが重要である。この作用により、II 型のコントロールの場合にもこれら両元素が細粒化に有効に寄与する場合も生じている。以上のごとく、あらゆる面で I 型と II 型のコントロールの区別の重要性は明らかである。

5.2 ホット・コイルと厚板での V, Nb の挙動の違い

ホット・コイルの圧延は最終圧延を狭い温度範囲と短時間で連続強圧下を行なうこと、spray cooling による強制冷却、そして巻き取り (coiling) 後の遅い冷却という 3 過程から成っている。圧延のみを取りだせば、圧延仕上げ温度は約 800°C が常用としては限界であり、今



(a) 0.030Nb-steel, plate (b) 0.030Nb-steel, hot coil
 (c) 0.070V-steel, plate (d) 0.070V-steel, hot coil
 (e) 0.030Nb-0.10V-steel, plate (f) 0.030Nb-0.10V-steel, hot coil

Photo. 9. Difference of cementite morphology between steel plate and coil.

まで述べた厚板圧延のように考えれば、それは主としてオーステナイトを細粒化しようとする I 型のコントロールである。そこでホット・コイルの圧延を実験室的に simulate して厚板圧延での I 型コントロールとの比較を行なうと、V, Nb の強靱性に対する挙動がまったく異なつたものであることがわかつた。Fig. 14 は仕上厚 11 mm にて 950~800°C 間の調整圧延による厚板圧延を行なつた場合と、同様な圧延で 600°C 巻き取りのホット・コイルとした場合の V, Nb による強靱性の変化を示す。厚板圧延では V 鋼の方が含 Nb 鋼よりも靱性がすぐれる。それは 950~800°C 間の調整圧延では Fig. 4 にて述べたごとく、含 Nb 鋼は遷移型またはそれに近い II 型であり、混粒かつウィッドマンステッテン状フェライトを生ずるおそれが多いのに、V 鋼は I B 型で整細粒のフェライト+パーライト組織になるからである。ところが、ホット・コイルではこの関係はまったく逆転して Nb 単独添加鋼の方が含 V 鋼よりも靱性がよくなつている。Photo. 9 には電子顕微鏡観察による厚板とホット・コイルでの組織の差異を示す。Nb あるいは V-Nb での含 Nb 鋼は厚板圧延では不完全パーライトとベイニティックな組織が認められるが、ホット・コイルでは完全なラメラパーライトであり、この組織の差異が靱性の違いを示しているものと思われる。すなわち Nb 鋼の spray cooling によるベイニティックな変態は 600~550°C 付近で起こると推定されるが、ホット・コイルでは 600°C 以上で巻き取るので、巻き取り温度付近の徐冷により、フェライト→パーライト変態が行なわれるようになるのである。このようにホット・コイルでは同じ圧延仕上温度でも厚板圧延よりも組織が改善されて Nb 鋼でも靱性は向上する。ところが V 鋼では厚板とホット・コイルともに完全なパーライトで組織は不変なので析出物の挙動を考えねばならない。それは V-Nb 鋼のホット・コイルで厚板よりも組織改善されているのに靱性が向上していないことから明らかである。V の析出温度が Nb のそれよりも低いので、V の場合には巻き取りが関与してくる。800°C 仕上圧延のために V の析出は圧延中には少量しか生じず、さらに強制冷却によつて析出は低温側に移行し、主に巻き取り後に生ずるようになる。つまり V 鋼のホット・コイルでは巻き取り後にフェライト地と整合性をもつた脆化型の析出強化が著しく促進される。これが含 V 鋼がホットコイルの際に靱性劣化を生ずる原因であり、Nb 鋼においては Nb の析出温度が高いために巻き取り後の脆化型析出は少ないのであろう。しかし含 V 鋼のホット・コイルでも Fig. 14 の V-Nb 鋼の例に示すように圧延仕上温度を下げて、第 4 章で述べ

た非脆化型の析出を促進させる事により劣化を防ぐか、あるいは巻き取り温度を上げれば巻き取り後の微細整合析出物の減少により、強度上昇は少なくなるが V の靱性に対する害はなくなるのである。このような V, Nb の複雑な挙動も、厚板圧延の II 型コントロールでは、Nb 鋼の組織は改善され、他方 V の析出が圧延による非脆化型のものに転化するのでまったく問題にはならなくなる。

以上のごとく基本的な析出強化元素の V と Nb の評価すら圧延条件、圧延環境により大きく変化するものであることは、コントロールド・ローリングの多因子性、多面性のよい一例と考えられる。またその各面で圧延による強制変態、強制析出などの作用がいかに重要に働いているかがうかがわれる。

6. 結 言

圧延材の強靱性を総合的に理解しようとするときに圧延の占める役割は重要なものである。それはフェライトの変態挙動、V, Nb などの析出強化の性格にまで影響をおよぼしていることがわかつた。コントロールド・ローリングによる結晶粒微細化には従来からの圧延によりオーステナイト粒を細粒化して、細粒フェライトを得んとする方法 (I 型のコントロール) のほかに、オーステナイト粒の大きさに関係なく、強加工を加える低温圧延によりオーステナイト粒内にフェライト変態核を多数作り出し、微細フェライトを生成させる方法 (II 型のコントロール) も存在する。とくに後者はフェライト変態そのものも促進するものであり、圧延による誘起変態と考えられる。析出強化についても、従来からのフェライト地と整合性をもつた脆化型の析出強化のほかに、低温圧延で生ずる析出は非脆化型の析出強化と認めざるをえない実験結果が得られた。またパーライトについては、圧延条件によつてその量、分布が変化し、これを通じて強靱性は微妙な変化をすることや、厚板圧延とホット・コイルでは V, Nb の強靱性に対する挙動の異なつていることなど、圧延材の強靱性は、きわめて多くの因子が関係し複雑である。このような多因子性と、各因子の多面性こそが structure sensitive な性質をもつ材料の宿命であり、さしあつて各因子の効果をもつと定量的に扱えるようにすることが、今後の急務であると考えられる。

終わりに、以上のきわめて広範囲にわたる長期間の研究、をたえず激励しご援助をたまわつた住友元夫研究所長、三好栄次研究所次長をはじめとする中央技術研究所の多くの方々や、和歌山製鉄所、鹿島製鉄所の関係者の方々の貴重なご協力に筆者らは心から感謝の意を表す。

文 献

- 1) K. J. IRVINE: 'Strong Tensile Structural Steel' Proceeding of Joint Conf. Organized by BISRA and ISS, April (1967), p. 1~10
- 2) J. J. IRANI, D. BURTON, J. D. JONES, and A. B. ROTHWELL: *ibid.*, p. 110~120
- 3) K. J. IRVINE, T. GLADMAN, J. ORR, and F. B. PICKERING: JISI, (1970), p. 717~726
- 4) K. J. IRVINE: Iron Steel, February (1971), p. 31~38
- 5) たとえば, 大森: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 1164~1167
- 6) R. PRIESTNER, C. C. EARLY, and J. H. RENDALL: JISI (1968), p. 1252~1262
- 7) 丸山, 影山, 関根: 鉄と鋼, 57 (1971), S624
- 8) W. LEHNERT: Neue Hütte, 15(1970), p. 355~358
- 9) 小指, 清水, 久保田: 日本金属学会「変態中の加工と機械的性質に関する討論会予稿」 September (1967), p. 33~38
- 10) N. J. PETCH: 'Fracture' (1959)
- 11) H. J. KOUWENHOVEN: Trans. ASM, 62 (1969), p. 437~446
- 12) 関根, 丸山, 関口, 大野: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 569~590
- 13) M. C. CHATURVEDI, R. W. K. HONEYCOMBE, and D. H. WARRINGTON: JISI (1968), p. 1146~1147
- 14) 鈴木: Preprint of Symposium「Toward Improved Ductility and Toughness」 October(1971) Kyoto