

UDC 669.14-418-175.2 : 669.292 : 669.293 : 539.4.015.1 : 921.775.78

論 文

V や Nb を含有する制御圧延鋼における析出強化*

国重 和俊**・橋本 保**・行俊 照夫***

Precipitation Hardening Effect on Controlled Rolled HSLA Steels Containing V and/or Nb

Kazutoshi KUNISHIGE, Tamotsu HASHIMOTO, and Teruo YUKITOSHI

Synopsis:

The purpose of the present study is to investigate the effect of precipitation hardening on the properties of HSLA (high strength low alloy) controlled rolled steels containing vanadium and/or niobium.

Laboratory tests were carried out under various conditions of controlled rolling and heat treatment. Also, thermomechanical treatments such as direct quenching and tempering, rolling and tempering in conjunction with rolling conditions were studied.

The results revealed that there were two types of precipitation hardening. That is, the one which is called "secondary hardening" is accompanied by a large loss in toughness and the other called "dispersion hardening" is accompanied by little loss in toughness. The secondary hardening is attributable to fine coherent precipitates formed in the lower temperature range of ferrite region. On the other hand, the dispersion hardening is attributable to fine incoherent precipitates induced by strain in the lower temperature range of austenite region and/or in the high temperature range of ferrite region. The controlled rolling is supposed to accelerate the latter, while suppressing the former.

1. 緒 言

優れた低温靱性を具備する非調質低合金高張力鋼板の開発は、エネルギー問題と関連した寒冷地向ラインパイプの需要の増大に刺激され、製造技術面からは微量添加で大きい強度上昇をもたらす V や Nb 等の合金元素の利用と制御圧延法の研究とにより飛躍的な進歩をなしてきた。

従来、制御圧延による強化と靱性の向上対策として、低温域すなわちオーステナイト (γ) の未再結晶温度域での大きい圧下による歪誘起変態にもとづくフェライト (α) 粒の微細化^{1)~3)}が強調され、さらに近年には、 α 粒均一微細化の観点から比較的高温域での圧延による γ の静的あるいは動的な再結晶挙動^{4)~6)}が注目されている。そして制御圧延法によつて得られた V や Nb 等を含有する高張力鋼板の強度と靱性に対する説明として、強度性質はそれら微量元素の炭窒化物による析出強化と α 粒の微細化による強化が強調され、他方靱性に関しては析出強化にともなう脆化と細粒化による靱性の向上が主

に述べられている⁷⁾。

しかし、著者らは低温域にて圧下量の大きい制御圧延を行うと、単に α 粒の微細化ばかりでなく析出強化にともなう脆化の割合が著しく減少すると考えざるを得ない実験事実²⁾ にしばしば直面してきた。

今回さらに、鋼の強度と靱性におよぼす析出物の影響の制御圧延による変化を明確に把握する目的で、広範囲な加工熱履歴の場合に基準となる低炭素鋼とそれに微量の V や Nb を添加した鋼との強度と靱性の差の変化やミクロ組織の変化等を詳細に追究する実験を行った。

本報は、析出強化の種類として脆化型の二次強化と非脆化型の分散強化の存在を強く示唆する結果を得たので、これらに関して報告する。

2. 実験方法

2.1 供試鋼種および加工熱処理条件

高周波試験溶解炉により、大気中鋳込みで Table 1 に示す化学組成を有する鋼塊を 2 回にわけて溶製した。第 1 回目は、1 t 炉による溶製の後熱間鍛造および熱延

* 昭和 53 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 4 月 18 日受付 (Received April 18, 1979)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagashondori Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of vanadium and/or niobium bearing steels (wt. %) used.

Steel	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Sol. Al	N	Remarks
PC	0.10	0.34	1.34	0.008	0.011	<0.01	<0.01	0.040	0.0075	1 st melt
V	0.10	0.30	1.31	0.007	0.011	0.11	<0.01	0.039	0.0087	
Nb	0.11	0.30	1.32	0.007	0.010	<0.01	0.030	0.040	0.0091	
PC	0.10	0.30	1.25	0.008	0.010	<0.01	<0.01	0.039	0.0046	2 nd melt
V-Nb	0.11	0.29	1.30	0.009	0.011	0.08	0.029	0.037	0.0047	

の工程を経て熱処理実験用に 3 mm 厚×80 mm 幅×650 mm 長と 11 mm 厚×80 mm 幅×650 mm 長の 2 種類の供試片また加工熱処理実験用に 22 mm 厚×80 mm 幅×360 mm 長の供試片を作製した。第 2 回目は、200 kg 炉による溶製の後熱間鍛造により線材圧延実験用に 27 mm ϕ × 230 mm 長の供試片を作製した。

第 1 回目の実験では、Fig. 1 に示すとおり鋼板の加工熱処理実験として圧下率を 50% とし、①熱延まま (As Rolled)、②熱延後焼もどし (Roll+Tempered)、③熱延後直接焼入焼もどし (Direct Quench+Tempered) とそれぞれの場合に圧延を含まない熱処理実験、以上合計 6 種類の実験を行った。

第 2 回目の実験では、第 1 回目の実験で得られた結果を更に確認するため、異種の加工方法である線材圧延を行つた。ここでは、920°C の加熱後、2 パスで 27 mm ϕ から 21.7 mm ϕ に 700°C 仕上の圧延を実施した。

2.2 試験片の形状

第 1 回目の実験材からは、JIS 5 号板状引張試片と JIS 4 号シャルピー試片または 3 mm 厚のシャルピー試片 (3

mm 厚材の場合) を圧延方向に採取した。第 2 回目の実験材からは、3 mm ϕ の棒状引張試片 (標点間距離: 8 mm) と 5 mm 厚のシャルピー試片を圧延方向に採取した。

3. 第 1 回目溶製鋼種を用いた実験結果

3.1 熱処理実験の結果

Fig. 2 に、焼ならしに相当する 11 mm 厚と 3 mm 厚

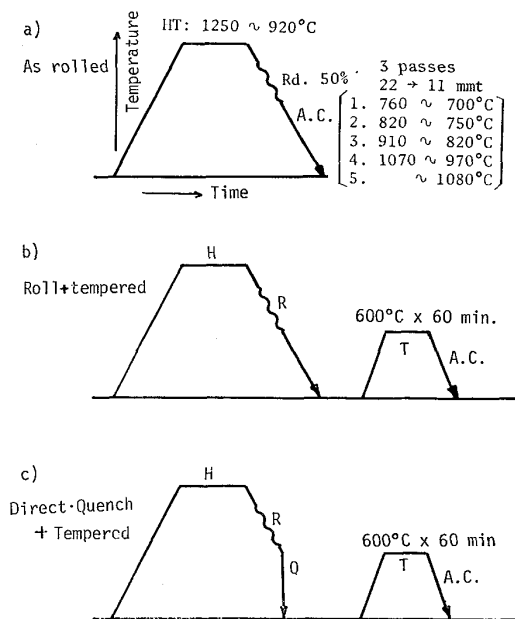


Fig. 1. Various thermomechanical conditions for V- or Nb- bearing steel.

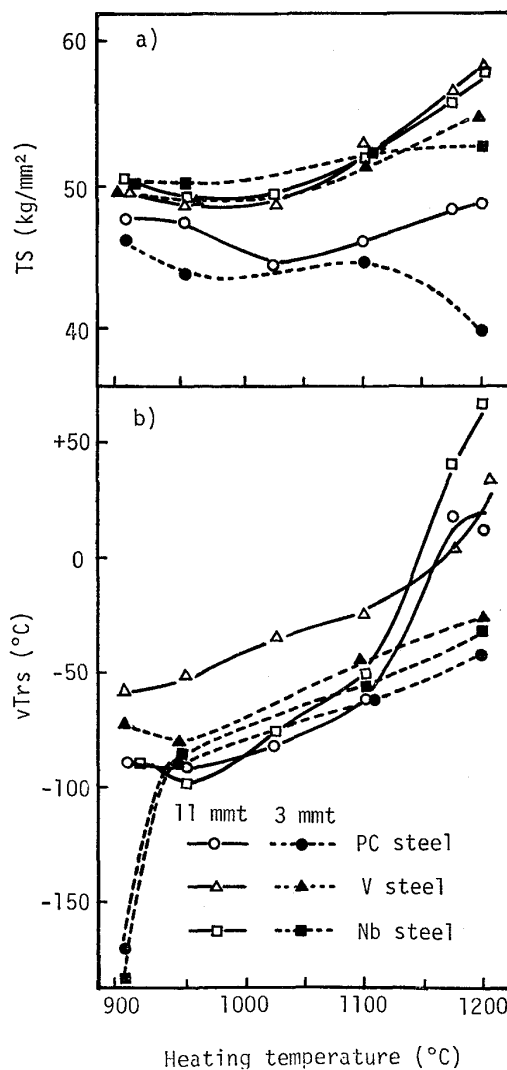


Fig. 2. The effect of normalizing condition on tensile strength (TS) and Charpy transition temperature (vTrs) of plain carbon steel, V- or Nb- bearing steel.

の空冷処理 (Norm.) 材の引張強さ (TS) とシャルピー破面遷移温度 ($vTrs$) におよぼす加熱温度 (HT) の影響を示す。

V や Nb 添加鋼の TS が低炭素鋼 (PC 鋼) のそれより高く、また HT の上昇でさらに高くなる傾向が認められる。他方、 $vTrs$ は 3 種類の鋼とも HT の上昇につれて劣化の傾向にある。この場合 Nb 鋼と PC 鋼はほぼ一致した劣化の傾向を示すのに対して、V 鋼がやや異なる傾向を示し、劣化の程度も少ない。

Photo. 1 に 3 mm 厚の場合の HT によるマイクロ組織変化を例として示す。HT の上昇により、すべての鋼で α 粒の粗大化とベイナイト組織の混入が認められる。これは γ 粒径の粗大化に起因すると説明される。ここでわかるとおり、Nb 鋼と PC 鋼では Nb 鋼の方が細粒であるものの両者ともその組織変化はよく一致している。これに対して、V 鋼の組織変化はやや少ない。つまり、低温加熱の時でさえも $vTrs$ の劣化を生じやすいベイナイト組織を混入している。なお、これに関する説明として、著者らは γ 粒の相違よりはむしろ板厚が薄いことからくる速い冷却による V の焼入性向上効果が顕われたと考えている。

このようにして得た 3 mm 厚と 11 mm 厚の各種熱処理材について、同一条件の時の V または Nb 添加による PC 鋼との強度差 (ΔTS) と破面遷移温度差 ($\Delta vTrs$) をもとめて HT による強靱性の変化を示したのが Fig. 3 である。この変化から、V または Nb 添加による析出強化とそれにとまなう脆化の関係を明らかにしたいと考えた。

ここで強度因子として TS を用いたのは、降伏強さを用いるよりマイクロ組織の影響が少ないためである。しかし厳密に析出による強度と靱性の変化を把握するには、同一のマイクロ組織であることが要求されるが、現実には前述したように同一の加熱温度であつても鋼種によつて著しく違っている場合がある。そこで、Fig. 3 に示すとおり、明らかにマイクロ組織が異なると思われるデータを除外してみた。するとほぼ類似のマイクロ組織を有し、従つて V または Nb の析出に基づくと判断し得る強度と靱性の変化は斜線の領域に示される関係にはほとんど含まれた。

このバンドの勾配 $\Delta vTrs/\Delta TS$ は $40/10$ ($^{\circ}C/kg \cdot mm^{-2}$, $10 kg/mm^2$ の強化で $40^{\circ}C$ の劣化) であり、これは一般に整合析出強化の影響は降伏強さ $1 kg/mm^2$ の

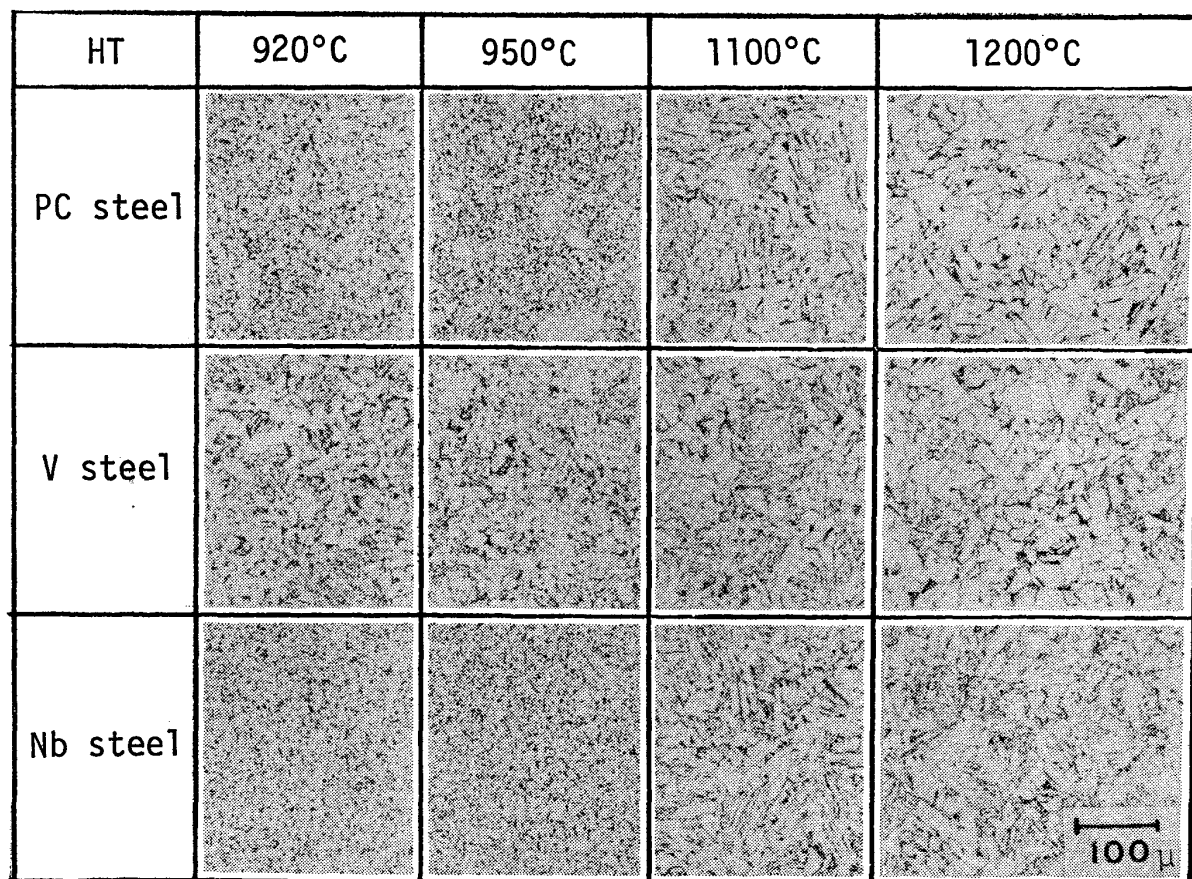


Photo. 1. Microstructural changes in 3 mm thick steels with normalizing conditions.

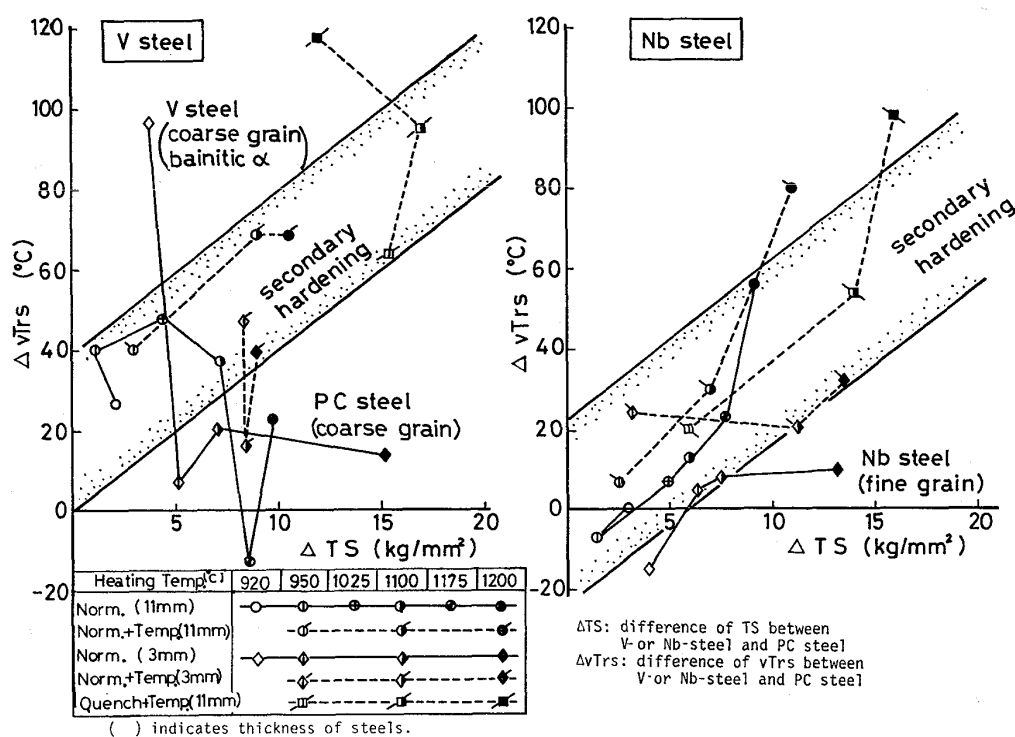


Fig. 3. Variation in tensile strength and Charpy transition temperature with precipitation hardening in V- or Nb- bearing steels.

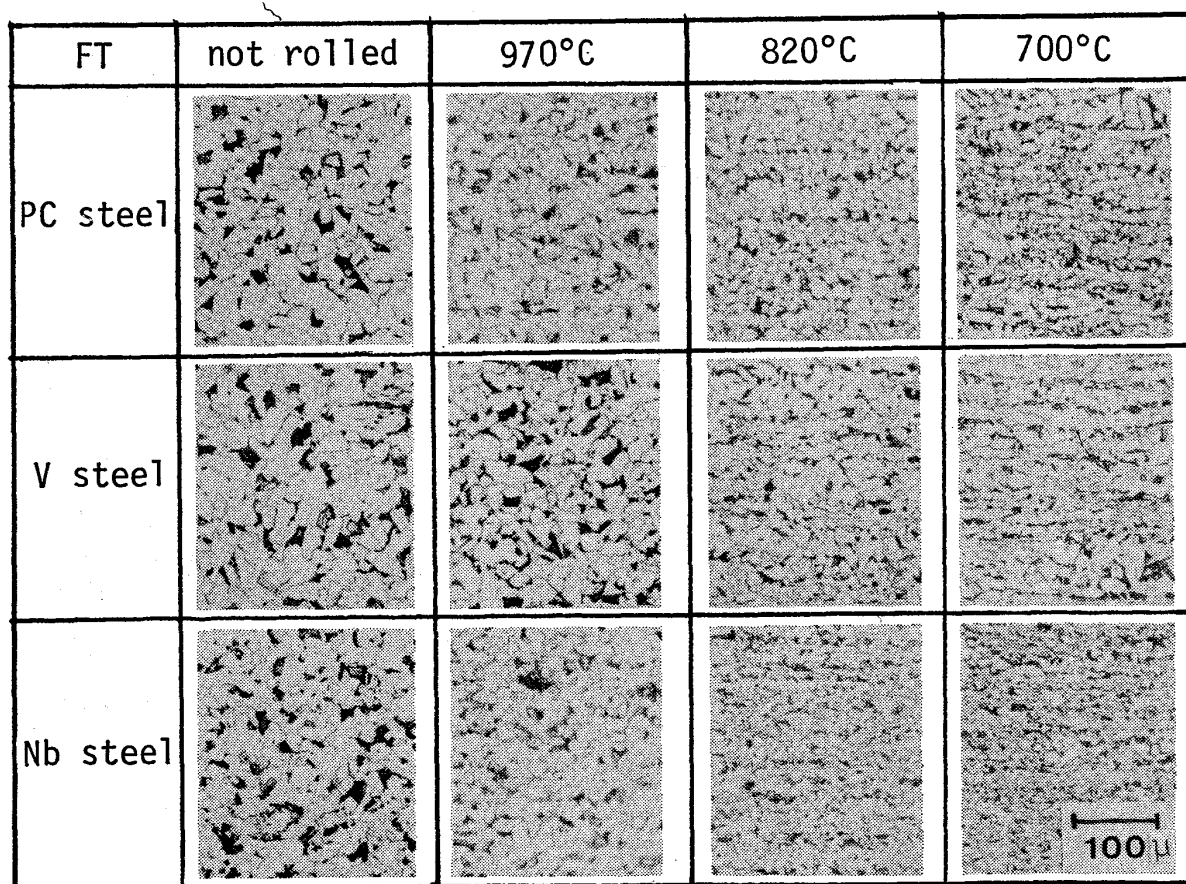


Photo. 2. Microstructural changes in 11 mm thick steels heated at 1100°C with finishing rolling temperature (FT).

増加あたり約 4°C の破面遷移温度の劣化を招く⁷⁾といわれていることとよい一致を示す。

以上より、HT を高くすると加熱時の V や Nb の固溶量が増大してこのバンドの勾配で規定されるような大きい析出強化と脆化を生じると解釈される。そしてさらに注目すべき点は、この関係が Fig. 3 に示すとおり Norm 材以外の空冷後焼もどし (Norm.+Temp.) 材、焼入焼もどし (Quench+Temp.) 材をも含めたすべての熱処理実験の場合に、換言すると α ・パーライト、ベイナイト、マルテンサイトの組織を有する場合にも成立するという点である。著者らはこの種の析出強化を二次強化と呼ぶことにした。

なお Nb 鋼は V 鋼より、そのバンドの y 軸との截片が 20°C ほど低い。この理由として Nb の細粒化効果に加えて溶解量の少ない Nb 鋼の方が V 鋼より γ の低温域にて析出しやすく、従って二次強化以外に後述する分散強化も一部含まれていることなどが考えられる。

3.2 加工熱処理実験の結果

Fig. 4 に 11 mm 厚 As Rolled 材の機械的性質とシャルピー破面に生じる最大のセパレーション本数に及ぼす HT と仕上温度 (FT) の影響を示す。ここでの圧下

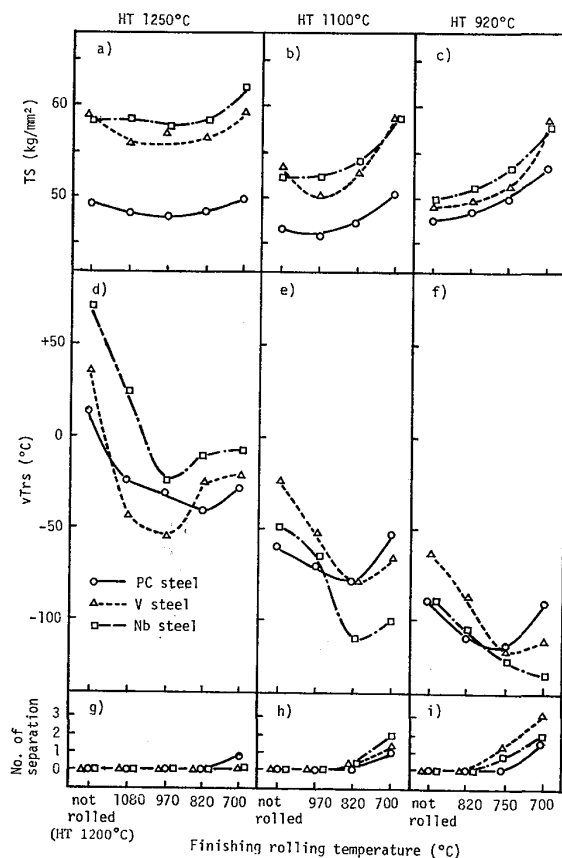


Fig. 4. The effects of heating and finishing rolling temperatures on the mechanical properties of 11 mm thick steels.

率は 50% である。

PC 鋼の TS に及ぼす FT の影響は、HT によらず高温から 820°C までは変化が少ないが、 820°C 以下で TS の上昇を示す。この TS の上昇は HT が低いほど大きい。これは、若干の細粒化と α の温間加工による転位密度の増加による。特に低温加熱圧延材では、 Ar_3 点が上昇する²⁾ので、後者の効果が著しくなつたものである。この PC 鋼の TS 変化を基準に、V 鋼と Nb 鋼の TS 変化をみると、FT が 820°C 以下でいくぶん TS の上昇が PC 鋼より大きい。これは、後者の Fig. 8 に示すとおり、析出物の増加が関与して、PC 鋼よりも大きな上昇を示したものと考えられる。他方 vTrs は、すべての鋼で HT が低いほどまた FT が低いほど良好となつている。このような加熱、圧延条件による vTrs の改善の程度は、PC 鋼がもつとも小さく、V 鋼と Nb 鋼で大きい。

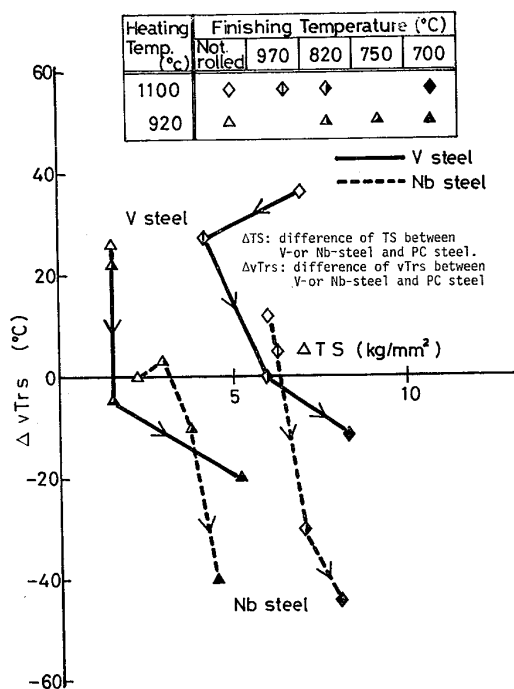
Photo. 2 に 1100°C 加熱圧延材のミクロ組織変化を示す。すべての鋼で、FT の低下にしたがい細粒化がほぼ同じ程度で進行している。また、同一の FT で比較すると、Nb 鋼がやや他の鋼より細粒であり、PC 鋼と V 鋼がほぼ等しい粒径である。従って、As Rolled 材の場合には、ほとんど組織の差を考えずに、析出の影響が把握できる。なおセパレーションの差異が本質的な影響を与える因子となつていないことは後述する。

Fig. 5 に、PC 鋼を基準にした場合の V 鋼と Nb 鋼の FT による強度と靱性の変化を示す。鋼種および HT を問わず FT の低下につれて、図中の右下方へ向かつていく。これは、前述の二次強化の関係からはずれて、強化度を増しながら靱性も改善の方向へ向かつていくことを意味する。その極限の関係を著者らは、前述の二次強化と区別して分散強化と呼ぶことにする。なお、V 鋼と Nb 鋼で $\Delta v\text{Trs}$ の絶対値がやはり 20°C ほど異なるが、これも熱処理実験の場合と同じ理由により生じたものと説明される。

Fig. 6 に 11 mm 厚 Direct Quench+Temp. 材の諸性質におよぼす HT と圧延仕上温度 (FT) の影響を示す。ここでの圧下率もやはり 50% である。

TS におよぼす FT の影響をみると、鋼種や HT によらず 970°C 以上までは旧 γ 粒径が微細化したマルテンサイト組織となるために TS は上昇の傾向にあるが、更に FT を低下するとポリゴナルフェライトを生成し、その量の変化と対応して TS は急激に下降する。他方、vTrs は FT の低下にとともに改善される傾向にある。この場合も PC 鋼の vTrs を基準とした V 鋼の差、Nb 鋼の差は縮まる傾向が認められる。

Photo.3 に 1100°C 加熱圧延を行つた Direct Que-

Fig. 5. The effects of finishing temperature on $\Delta vTrs$ and ΔTS .

ench+Temp. 材のマイクロ組織変化の例, Table 2 にそれを定量測定した例を示す. Nb 鋼が PC 鋼や V 鋼より細粒であるものの FT の低下によるマイクロ組織の変化はよく一致している. なおこの場合には, PC 鋼を含めてほぼ同じ程度のセパレーションが生じているので, これによる $\Delta vTrs$ への影響は少ないと考えられる.

このようにして求めた熱処理実験および鋼板の加工熱処理実験の総合的な結果を Fig. 7 に示す. ここでは圧延をともなう実験として, 50% 圧下の 700°C 仕上の場合を示している.

V 鋼, Nb 鋼とも圧延をともなわない熱処理の場合には, Norm. 材, Norm.+Temp. 材, Quench+Temp. 材とも 10 kg/mm² の強度上昇あたり 40°C の $vTrs$ の劣化をともなう二次強化の直線関係にのっているが, 他方 50% の圧下を行つた場合には「As Rolled 材, Roll.+Temp. 材, Direct Quench+Temp. 材とも下方へ, つまり脆化が抑制される方向へ移動し, As Roll 材では HT の低下とともに, むしろ PC 鋼と比較した場合の $vTrs$ は改善の傾向さえ認められる.

以上より, 低温圧延, 低温加熱のいわゆる制御圧延を

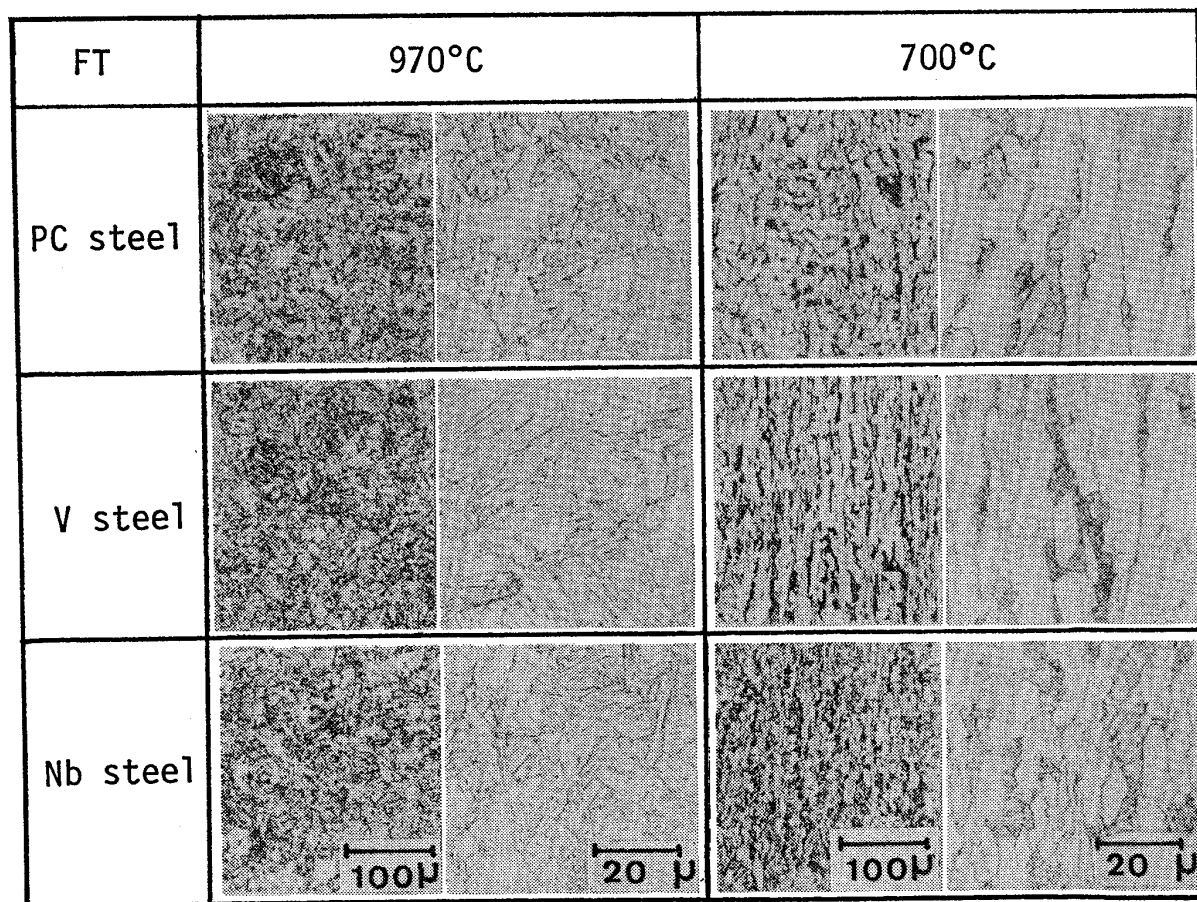


Photo. 3. Microstructural changes in directly quenched and tempered steels heated at 1100°C with finishing rolling temperature.

行くと、V や Nb 添加による析出強化は二次強化の関係から分散強化の関係へ移行することが明らかになった。

4. 第2回目溶製鋼種を用いた線材圧延実験の結果

Fig. 4 と Fig. 6 に示すとおり、820°C 以下の低温仕上

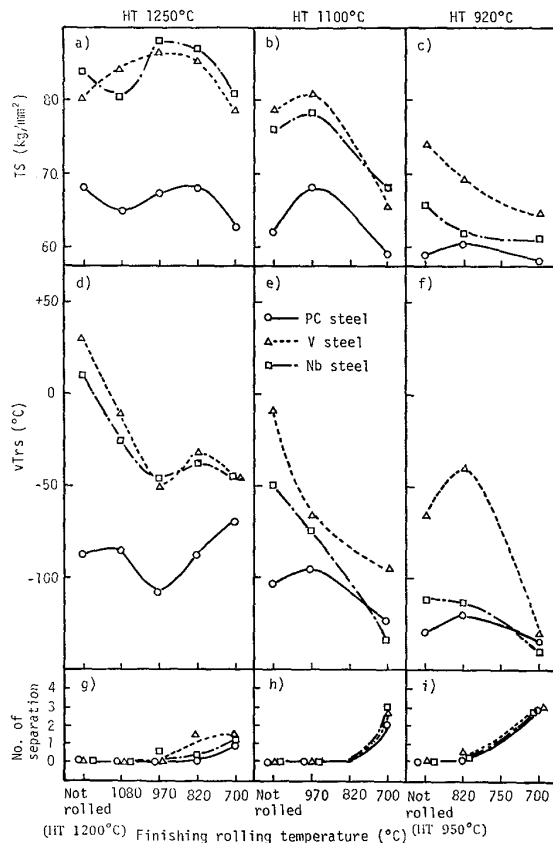


Fig. 6. The effects of heating and finishing rolling temperatures on the mechanical properties of 11 mm thick steels which were directly quenched and tempered. The condition of tempering was 600°C×1h.

Table 2. Quantitative analysis of microstructure in directly quenched and tempered steels shown in Fig. 6.

Steel	HT 1100°C		HT 920°C
	FT 970°C	FT 700°C	FT 700°C
PC	20.0*(100**)	14.3(22.0)	6.8(18.0)
V	21.0(100)	13.0(20.0)	7.2(22.0)
Nb	16.1(100)	11.9(31.8)	5.0(20.5)

* Shows mean grain diameter (μ). As for 970°C finished rolled steels, large angle grain boundaries of low temperature transformation product were measured.

** Shows volume fraction of low temperature transformation product (%).

延圧を行うと、シャルピー破面にセパレーションを生じる。これは γ と α の二相共存域での圧延により板面に平行に {100} 集合組織が発達するため、このセパレーションにより vTrs が改善されること⁸⁾が報告されている。

このようなセパレーションによる Δ vTrs への影響を除外する目的で、鋼板の圧延とは異なる集合組織を呈すると考えられる線材の制御圧延に関する調査を行った。

21.7 mm ϕ 材の結果を Photo.4 に示す。これは 920°C の加熱後 2 パスで合計圧下率 35.4% の 700°C 仕上圧延を行ったものである。

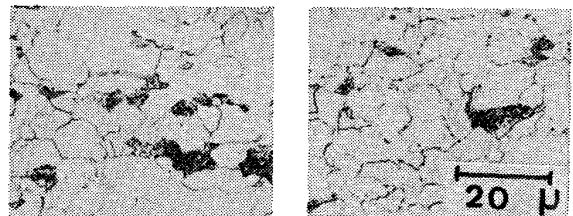
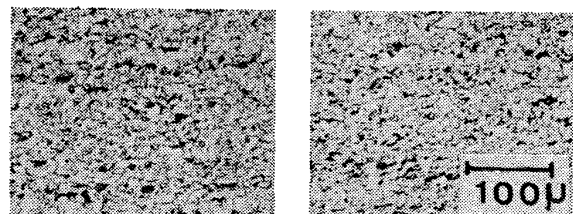
PC 鋼と比較すると、V-Nb 鋼は脆化することなく高強度となつている。従つて鋼板の実験結果と同じく、分散強化の存在が認められる。ここで特に強調したい点は、線材圧延のためセパレーションの発生が絶無であり、かかる影響が全く無視できる条件下でさえも低温域の圧延で分散強化の存在が認められたことである。

5. 考 察

5.1 分散強化を生じる析出物

Photo.5 に 1100°C 加熱材の FT の変化による析出物の形態変化を抽出レプリカ写真で示す。Fig. 8 に 700°C 仕上圧延をともなった加工熱処理材と圧延をしない熱処理材における塩酸不溶性 V 量の分析結果を示す。これらはいずれも第1回目の実験材である。

a) PC steel b) V-Nb steel



57.0	TS (kg/mm²)	64.1
49.1	YP (kg/mm²)	56.8
-130	vTrs (°C)	-130
0	No. of sepa.	0

Photo. 4. Microstructures, Charpy fracture surfaces, and mechanical properties in rod heated to 920°C and finish-rolled at 700°C.

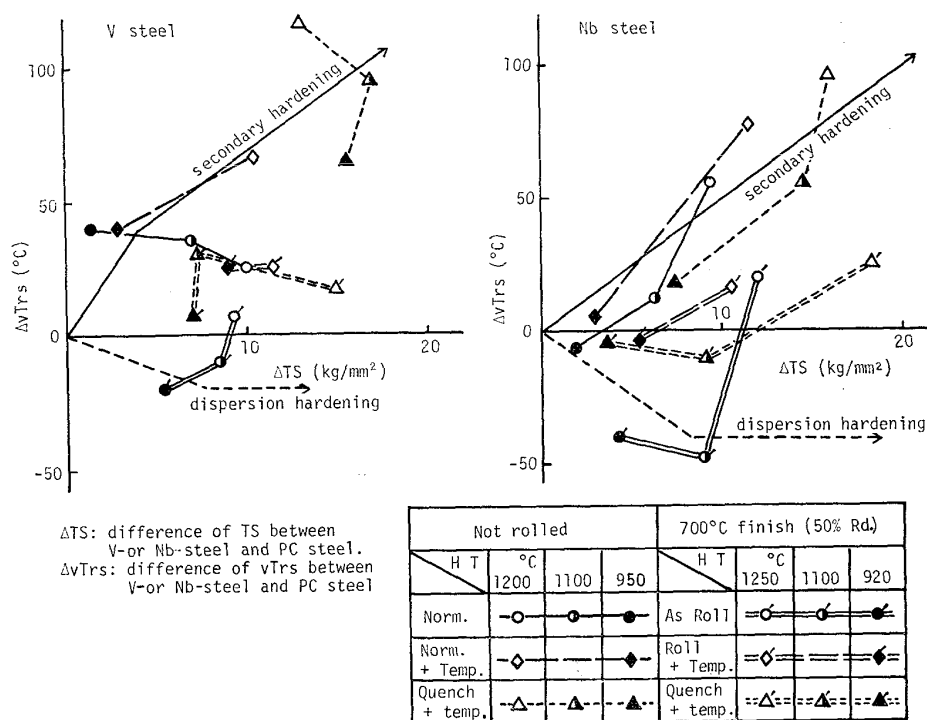


Fig. 7. Variation in tensile strength and Charpy transition temperature of 11 mm thick steels through precipitation hardening with V- or Nb- addition.

抽出レプリカで判別し得る約 1 000 Å 以上の大きい析出物の量は、970°C 仕上材で多く、700°C 仕上材では少なく、圧延しない鋼材と大差は認められない。しかし塩酸不溶性の V 量は明らかに圧延をとまなう鋼材の方が圧延しない鋼材より多い。しかも著者らが以前に調査した結果でも、塩酸不溶性の V 量、Nb 量とも FT の低下にとまない増加していた²⁾。

これらより低温圧延で生じる析出物に関して次のよう

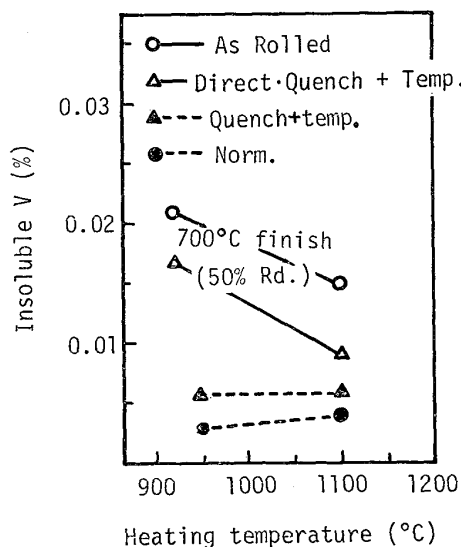


Fig. 8. Change in amounts of (1+1) HCl insoluble V with different thermomechanical condition.

な推論がなされた。つまり、800~700°C の A_{r3} 点直上~直下の圧延により γ の低温または α の高温域で多数の転位群を析出サイトとして、抽出レプリカなどではとらえがたい微細な析出物が多数歪誘起析出する。しかもこれらは析出状況からして α 地と整合性をもたない。また低温圧延により γ/α 変態温度が上昇すること²⁾が確認されているが、この変態温度の上昇にとまない γ と α の界面を析出サイトとする row precipitate も増加する。この場合も析出時は α 地と整合であっても後の冷却途上で成長し整合性を失う。これも広い意味で本報では歪誘起析出とみなす。つまり低温圧延で生じる析出物は非整合析出物なので、整合析出物（その周りに大きい内部応力を有し、それゆえき裂の進展に対しこの歪エネルギーを解放して、脆化を助長すると考えられる）とは異なり、このような析出物はき裂の進展に対してむしろ抵抗を示すくらいで決して鋼の脆化を生じないと推察される。また、OROWAN⁹⁾ や ANSELL¹⁰⁾ らによると、 α 地との整合性を考慮しなくても、析出粒子間隔に逆比例して降伏強度が増加する関係式が与えられていて、微細均一分布さえしておけば分散強化が十分期待できる。

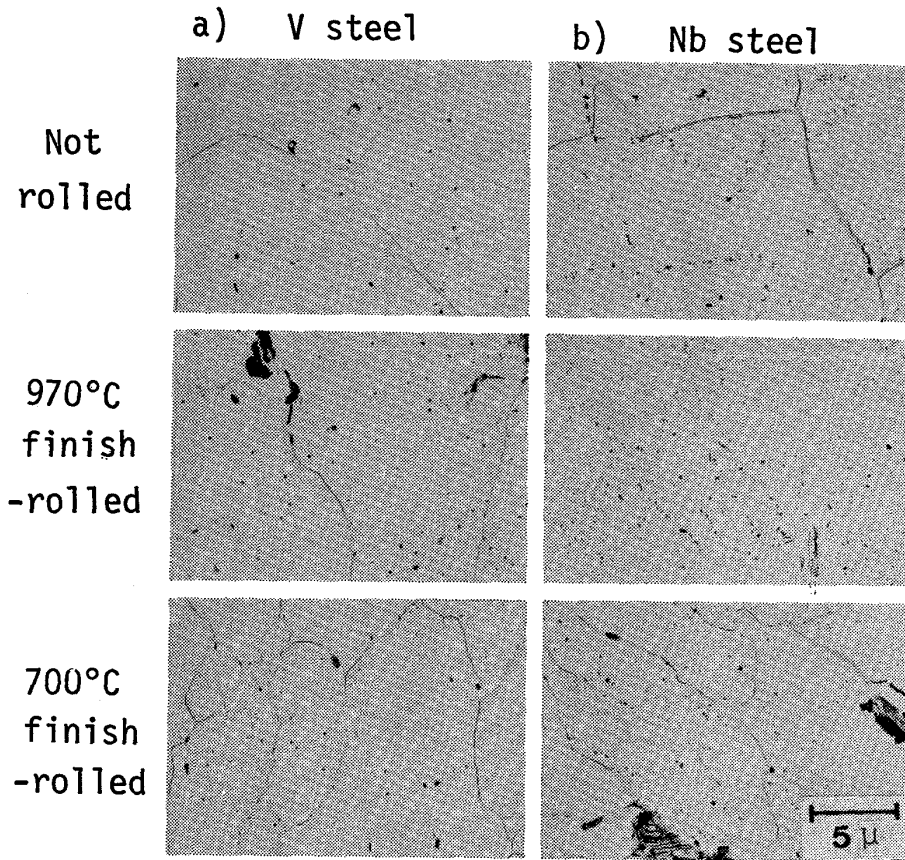
なお、著者らが対象とする低合金高張力鋼では、二次強化、分散強化を問わず強度に寄与する析出物の大きさは 100 Å 程度あるいはそれ以下¹¹⁾ と思われ、電子顕微鏡でその実体をつかむことは難しかった。しかし最近

Field Ion Microscope 観察により, 800°C 仕上材 (二次強化相当材) と 700°C 仕上材 (分散強化相当材) の間に差異を認めたという報告が屋代らからなされたこと¹²⁾

は上記推論を裏づける有力な材料となつている.

5.2 析出物形態の分類と制御圧延鋼の析出強化

これまでの検討結果をもとに制御圧延鋼に存在すると



extraction replica

Photo. 5. Changes in precipitate of V- or Nb-bearing steel heated at 1100°C with finishing rolling temperature.

Table 3. Classification of V and/or Nb precipitates formed during hot rolling process.

Type	Behaviour and morphology of precipitates				Effect on mechanical properties		Notes
	Temperature	Sites	Coherency with α	Size	Strengthening	Embrittling	
I	Undissolve at slab soaking	Matrix (γ)	No	Large ($\geq 1000\text{\AA}$)	No	No	
II	High temp. (γ region)	• Grain boundaries • Dislocations	No	Large ($\sim 1000\text{\AA}$?)	No	No	
III	Low temp. (γ region)	• Dislocations	No	Small ($100\text{\AA}$?)	Weak	No	Dispersion hardening
IV	High temp. (α region)	• Dislocations • $\gamma \rightarrow \alpha$ Interphase	No	Small ($100\text{\AA}$?)	Weak	No	
V	Low temp. (α region)	• Matrix (α) • $\gamma \rightarrow \alpha$ Interphase	Strong	Small ($\leq 100\text{\AA}$)	Strong	Strong	Secondary hardening

* γ : Austenite α : Ferrite

考えられる析出物の形態を 5 種類に分類し、それぞれの特性をまとめて Table 3 に示す。5 種類とは①未固溶析出物、② γ の高温域析出の粗大析出物、③ γ の低温域析出の微細析出物、④ α の高温域析出の微細析出物、⑤ α の低温域析出の微細析出物である。これらの中で、③と④による強化を非脆化型の分散強化、⑤による強化を脆化型の二次強化と考えた。

Fig. 9 はこのような観点から、850°C 以上の高温仕上と 750~700°C の低温仕上の熱延を想定して Table 3 の 5 種類の析出物の生成過程を図示したものである。高温仕上材では Ar_3 点近傍の圧下がないため、 γ の高温域析出の Type II と α の整合析出の Type V が主体であり、Type V の存在のため靱性が劣化すると説明され、他方低温仕上材では、Type V に替って Type III と Type IV の析出が促進されるため、非脆化型の分散強化が主体となつていと説明される。

6. 結 言

V や Nb 添加鋼における析出強化とそれとともなう脆化に対する制御圧延の影響を把握する目的で、広範囲な加工熱処理条件の場合にて、基準となる低炭素鋼とそれに微量の V や Nb を添加した鋼の強度と靱性の差の変化やミクロ組織の変化等を詳細に追究する実験を行った。

得られた主要な結果は次のとおりである。

(1) 圧延をとまなわない熱処理の場合は、V や Nb

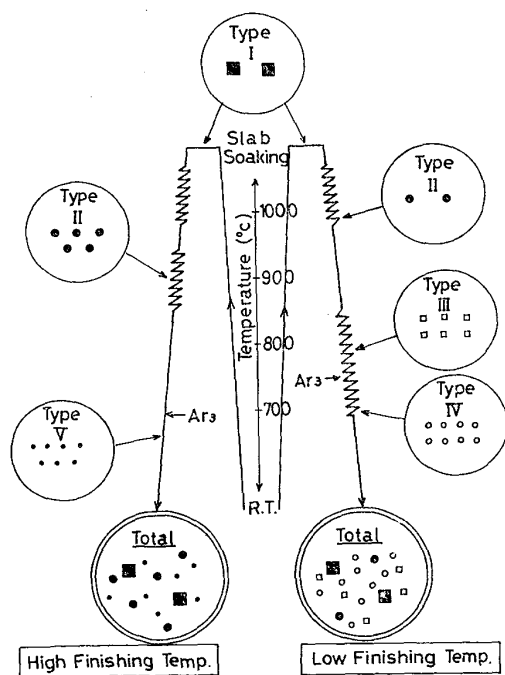


Fig. 9. Behaviour of precipitation during hot rolling process.

添加による 10 kg/mm² 当たりの析出強化はシャルピー破面遷移温度で 40°C の脆化を生じる。

(2) 低温圧延、低温加熱のいわゆる制御圧延を実施すると、V や Nb 添加により強度上昇しても脆化が少ない。この事実は、熱延のまま以外に熱延後焼もどし、熱延後直接焼入焼もどしの場合でも変わらない。

(3) (2)の結果は低炭素鋼と析出強化鋼間の組織の差やセパレーションの差によるものではない。

(4) 以上より、析出強化の種類として、脆化型の二次強化と非脆化型の分散強化の存在が明らかとなつた。

(5) 二次強化を生じる析出物として、 α の低温域析出の微細な整合析出物、他方分散強化の析出物として、 γ の低温域や α の高温域で歪誘起によつて生じる微細な非整合析出物を想定し、制御圧延による析出強化にともなう脆化の軽減に対する解釈として、二次析出物が減少して分散析出物が増大するという考え方を提案した。

終わりに、本論文の発表を許可された住友金属工業株式会社常務取締役中央技術研究所長小田尚輝博士に深く感謝致します。また本研究を遂行するにあたって、御指導を賜わつた鋼材研究室主任研究員（故）福田実博士、有益な助言をいただいた室主任研究員高橋政司博士ならびに主任研究員大谷泰夫博士に厚く御礼申し上げます。また強力に実験を推進して下さつた東勝也氏に深謝します。

文 献

- 1) I. KOZASU: Trans. ISIJ, 12 (1972) 3, p. 241
- 2) 福田 実, 橋本 保, 国重和俊: 鉄と鋼, 58 (1972) 13, p. 1832
- 3) T. TANAKA, N. TABATA, T. HATOMURA, and C. SHIGA: Proc. of Microalloying, 75, Union Carbide Corp., New York, (1975), p. 107
- 4) 関根 寛, 丸山忠克: 製鉄研究, 289 (1976), p. 11920
- 5) 作井誠太, 酒井 拓, 武石和夫: 鉄と鋼, 62 (1976) 7, p. 856
- 6) I. KOZASU, C. OUCHI, T. SAMPEI, and T. OKITA: Proc. of Microalloying 75, Union Carbide Corp., New York, (1975), p. 120
- 7) 例, 荒木 透: 鉄と鋼, 58 (1972) 13, p. 1753
- 8) E. MIYOSHI, M. FUKUDA, H. IWANAGA, and T. OKAZAWA: "Conference on crack propagation in pipe lines", UK Institute of Gas Eng. (1974)
- 9) E. OROWAN: Dislocation in Metals, AIME, (1964), p. 69
- 10) G. S. ANSELL and F. V. LENEL: Acta Met., 8 (1960), p. 612
- 11) M. TANINO, H. G. SUZUKI, and K. AOKI: Trans. JIM, 9 (1968) Suppl., p. 393
- 12) Y. YASHIRO, T. ABE, and N. IGATA: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 523