

論 文

UDC 669.14-415 : 620.186.5 : 669.292 : 669.786

冷延低炭素鋼板の再結晶に及ぼす V および N 添加の影響*

松岡 孝**・高橋政司***・白石博巳****

Effect of Vanadium and Nitrogen Addition on the Recrystallization of Cold Rolled Low Carbon Steel

Takashi MATSUOKA, Masashi TAKAHASHI, and Hiromi SHIRAIISHI

Synopsis:

Recrystallization of cold rolled steels with approximately 0.02wt% nitrogen and with vanadium is to a large extent affected by the variation of vanadium content. When the ratio of vanadium content (C_V) to nitrogen content (C_N) is approximately 1, that is $C_V(a/o)/C_N(a/o) \approx 1$, recrystallization is much retarded; in the strip annealed for 3 hours at 750°C, unrecrystallized parts are found under an electron microscope. The annealing texture shows high concentrations around the (100) and (112) poles, and is rather similar to a cold rolling one. The steels have small grains, high yield points, and small elongations.

When $C_V/C_N \approx 10$, the recrystallization of steels occurs more easily than that of the steels containing vanadium at the ratio of about $C_V/C_N \approx 1$. The annealing texture is composed mainly of $\{111\}\langle 110 \rangle + \{111\}\langle 112 \rangle$ orientations.

Similar but small effects are also observed by vanadium addition in the steels with approximately 0.002% nitrogen.

(Received Dec. 10, 1971)

1. 緒 言

冷延鋼板において V を添加することは非時効性リムド冷延鋼板を製造することを目的として実施されている。すなわち、JONES ら¹⁾は約 0.1% までの V 量を添加した鋼塊から冷延鋼板を製造し、時効を検討して非時効にするのに必要な V 量は 0.03% であると述べている。下川ら²⁾、高階ら³⁾あるいは WERTHEBACH ら⁴⁾も同じように V 添加量と時効の問題を調べている。これらの研究は非時効化を目的にしたものであるため、V 添加量は 0.1% までと比較的少量である。

鉄基二元合金の冷間圧延および再結晶集合組織の研究で、五弓ら⁵⁾は Si, Al, Cr などと共に、V 添加の影響を調査している。すなわち、V 1~6% 添加合金において、冷延集合組織に (100) [011] 方位への著しい集積があり、また再結晶集合組織に (215) [211] に近い集積が認められるという特色を有していた。この研究は二元合金という立場で成分を検討しているので、第三元素との関係は考慮していない。

実用鋼への添加元素として V を考えるとき、V は非常に強力な窒化物や炭化物の形成元素であるから、これ

らの微小な析出物の諸性質に及ぼす影響をぬきにしては検討を進めることが困難である。

窒化物の析出挙動が再結晶に種々の影響を与えることは、Al キルド冷延鋼板できわめてよく知られている。炭化物が再結晶に関連するものとしては Ti 添加冷延鋼板の例がある。著者ら⁶⁾は C 0.02~0.05% の純鉄に Ti 0.07~0.5% 添加した材料を使用し、再結晶集合組織や機械的性質などを調査した。Ti および C の濃度 $C_{Ti}(a/o)$, $C_C(a/o)$ が、 $C_{Ti}/C_C < 1$ の場合に結晶粒は細くなり、降伏点が高い傾向を示した。 $C_{Ti}/C_C \approx 1$ では熱間圧延前の加熱条件が冷延後の再結晶にいろいろの影響を及ぼし、加熱温度が高いと再結晶の進行がおくれ、(100) 面集積の高い集合組織となるが、加熱温度が低下すると (111) 面の集積は非常に高まり、 r 値の大きい材料となる。 C_{Ti}/C_C が 1 よりかなり大きい場合 (111) 面集積は上がり、つまり r 値が高い、非常に絞り性のすぐ

* 昭和44年10月、45年4月本会講演大会にて発表
昭和46年12月10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

**** 住友金属工業(株)中央技術研究所
現在 住金鋼管工事(株)

れた材料がえられる。このように再結晶挙動は Ti と C の量的関係で大きく変化し、単に Ti 量だけでは整理できない。

さきに述べたように、Vは強力な炭窒化物形成元素であるから、実用鋼に V を添加した場合 V(CN) が形成され、それが冷延後の再結晶にいろいろと影響することが期待される。この観点から V 添加が再結晶に及ぼす影響を調べた。

2. 実験方法

電解鉄を基準原料として、高周波真空溶解炉で 17 kg を溶製した。化学成分を Table 1 に示した。ここで鋼 F~J および鋼 K, L, M は溶製時に N₂ 分圧を調整することにより N 添加を行なったものである。N 添加材をとくに溶製したのは V が窒化物形成元素であると共に炭化物形成元素であるので、N 含有量の水準を変えた材料を使用することによつて、炭化物と窒化物の影響を多少とも分離したいためである。

鋼塊を鍛造して、5 mm 厚×175 mm 幅のスラブに仕上げ、950°C 30 min の焼ならしを行なった。このスラブを 1150°C 30 min 加熱後、900°C まで放冷し 1 パスで 5 mm から 3 mm までの 40% 圧延を行ない、大気中で放冷した。ついで 0.9 mm 厚さの冷間圧延板とした。

焼鈍は Ar 雰囲気中で 100°C/hr の等速加熱を行ない、700°C 3 hr 保持後炉冷した。また等温再結晶にはソルトバスで焼鈍した。

引張試験は JIS 13 号 B 試験片を用い、圧延方向に 0°, 45°, 90° の三方向に各 2 ないし 3 本試験して、それぞれの試験結果 X_0 , X_{45} , X_{90} を求めた。全体の平均 \bar{X} は $\bar{X} = (X_0 + 2X_{45} + X_{90})/4$ である。

電子顕微鏡で析出物および再結晶組織などを観察した。また反射法で極点図を作成した。X 線回折を行なった部分は板厚中心部である。

Table 1. Chemical compositions (%).

Steel	C	Mn	P	S	V	N
A	0.009	0.35	0.014	0.013	—	0.0024
B	0.009	0.35	0.014	0.013	0.05	0.0020
C	0.014	0.35	0.015	0.012	0.11	0.0020
D	0.011	0.35	0.014	0.013	0.21	0.0022
E	0.012	0.36	0.015	0.014	0.42	0.0024
F	0.008	0.37	0.014	0.012	—	0.0184
G	0.011	0.35	0.014	0.014	0.05	0.0142
H	0.012	0.36	0.015	0.014	0.11	0.0142
I	0.012	0.34	0.015	0.014	0.21	0.0108
J	0.011	0.36	0.015	0.013	0.42	0.0138
K	0.011	0.38	0.016	0.016	—	0.015
L	0.010	0.37	0.015	0.018	0.05	0.016
M	0.018	0.37	0.017	0.018	0.41	0.022

3. 実験結果

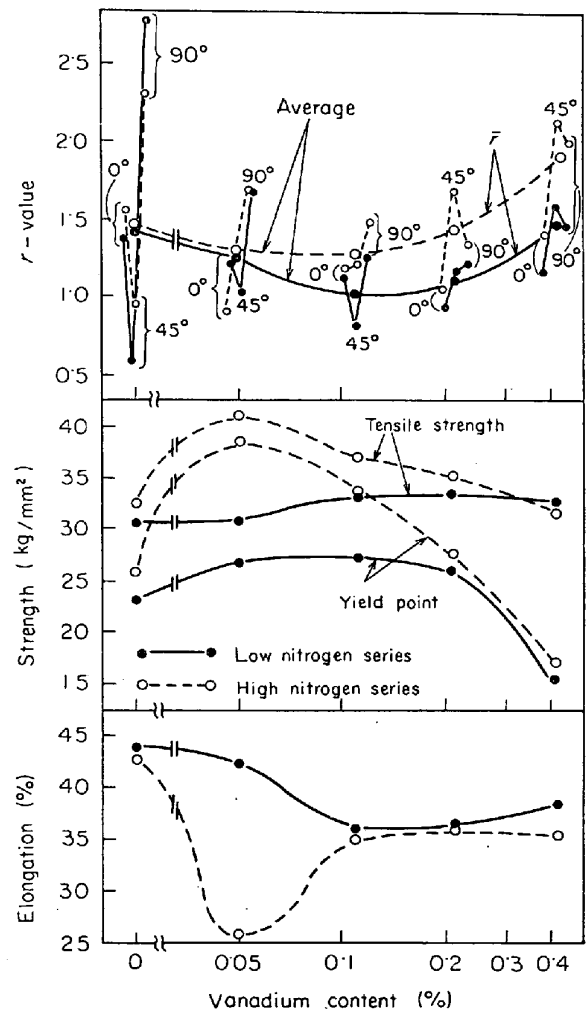
はじめに鋼 A~J を使用して、V 添加量が冷延鋼板の引張性質や集合組織に及ぼす効果を調べ、ついで、その一部の試料鋼 K, L, M につき等温焼鈍で再結晶挙動を検討した。添加量の影響を調べたときの焼鈍は 100°C/hr 昇温、700°C 3 hr 保持である。

3.1 機械的性質

3.1.1 引張試験結果

引張試験の結果を Fig. 1 に示した。引張強さ、降伏点、伸びは面内三方向の平均である。r 値は三方向の平均のほか、各三方向の値をその平均値のまわりに 0°, 45°, 90° の順に結んで示しておいた。

低 N 系材、つまり N 添加を特別にはしなかつた鋼 A~E では引張強さが V 添加量で大きく変わることはない



Sheets annealed for 3hr at 700°C. Around the \bar{r} value, r values in 0°, 45°, and 90° directions are plotted and lined like V or Δ form. Low nitrogen series: steels A, B, C, D, E. High nitrogen series: steels F, G, H, I, J.

Fig. 1. Effect of vanadium content on the mechanical properties of cold rolled.

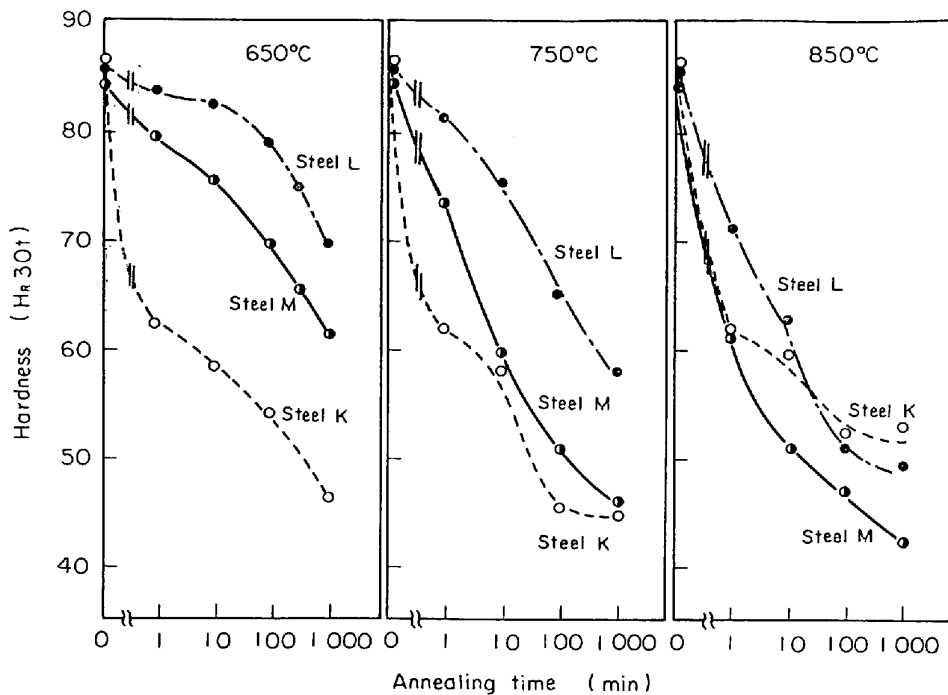


Fig. 2. Variation in hardness in cold rolled sheets of steels K, L, and M, isothermally annealed at temperatures designated.

が、降伏点は0.05~0.2%Vでやや上昇し、0.4%Vで非常に低下している。伸びは0.1%, 0.2%V程度の添加によりやや低下しているが、0.4%Vで再びわずかに上昇している。

高N系材(鋼F~J)では引張強さが0.05%Vで大きく、V量がさらに増すと再び低下する。この傾向は降伏点でとくに顕著に現われている。伸びはそれらと逆の傾向である。0.4%V添加材鋼Eと鋼Jでは応力-ひずみ曲線上にほとんど降伏点が見られなかった。

降伏点に及ぼすV量の影響は、全般的な見方では低N系材と高N系材とで変わらず、一度上昇し再び低下するが、低N系材よりも高N系材の方に顕著な影響が現われている点で、N含有量の効果が大いことがわかる。

r 値は0.1%Vまで低下し、それ以上で再び上昇している。面内異方性は0.4%V添加のとき $r_0 < r_{90} < r_{45}$ のいわゆる逆異方性が観察される。

3.1.2 等温焼鈍による再結晶

等温焼鈍によるかたさの回復をFig. 2に示した。鋼Kの回復に比べてV添加の鋼L, 鋼Mの回復の遅れは明りょうである。とくに0.05%V含有の鋼Lでは750°C 1000 min 焼鈍後もなお回復が不十分である。V添加材で引張強さの高かつたことと、このかたさの回復の遅いこととは対応している。比較材の鋼Kの850°Cにおける軟化が遅いのは、再結晶が遅いのではなく、Nの固溶による降伏点の上昇が関連しているものと考えられる。

3.2 X線回折

X線回折反射強度をFig. 3に示した。V含有量の増加にしたがつて(222)面強度が増加する。(332)面もほ

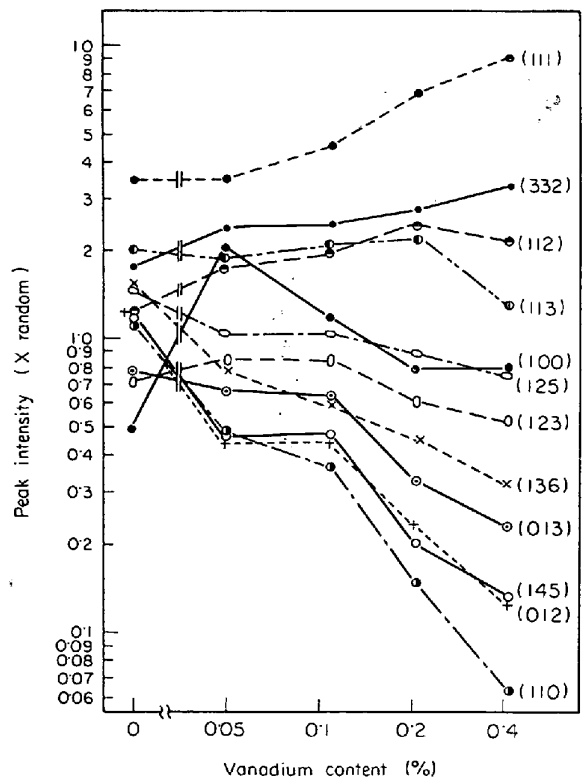


Fig. 3. Effect of vanadium content on peak intensity of various components in cold rolled sheets (nitrogen added) annealed for 3hr at 700°C.

ほぼ同じ傾向を示している。一方、(110) 面は単調に低下し、0.4%V 材では強度 0.1 以下ときわめて低い値となつている。これと同じ変化を示すものとして (012),

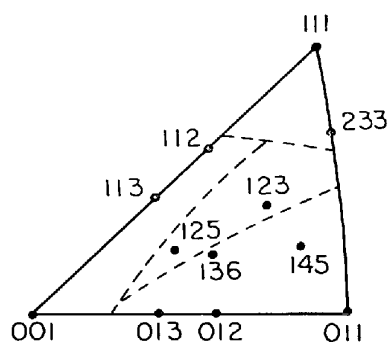


Fig. 4. Unit triangle.

(013), (136), (145) 面などがある。強度が増加する面と減少する面との中間として、(001) は 0.05% ないし 0.1%V でピークを示し、高 V 側では低下している。(112) や (113) 面がこれの類である。さらに (123) や (125) は変化が小さい。これらの回折面を標準ステレオ三角形中に示すと Fig. 4 のようになり、強度が V 量の増加で上昇する (111) 面近傍、減少する (110) 面近傍、いつたん上昇し、つぎに低下する (100) 面近傍が区域分けされる。

回折反射強度の変化の傾向は N 含有量に関係せず、低 N 系材も高 N 系材と似た様子を見せた。しかし、強度の値では当然異なつていた。

以上のような点を考慮して、極点図を検討する。Fig.

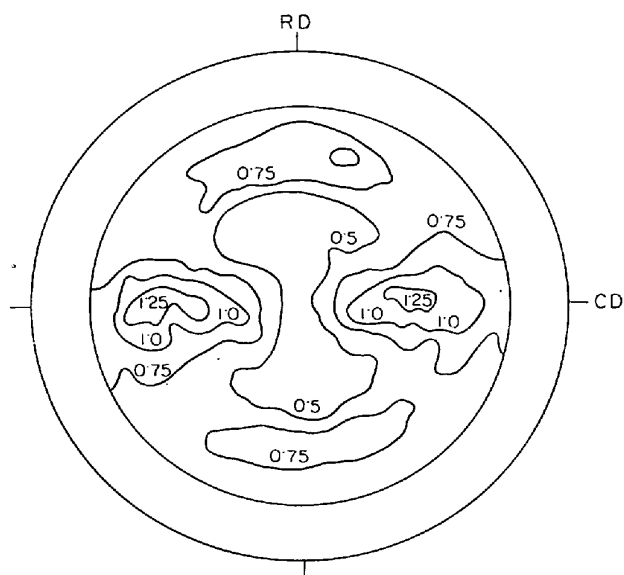


Fig. 5. (100) pole figure of steel F.

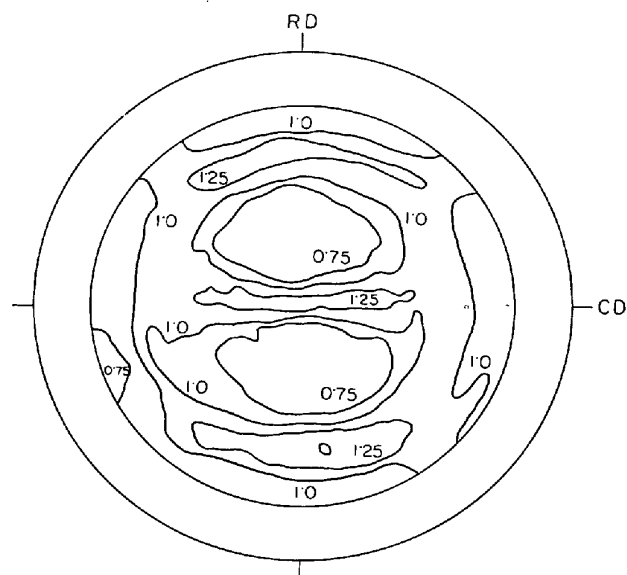


Fig. 7. (100) pole figure of steel H.

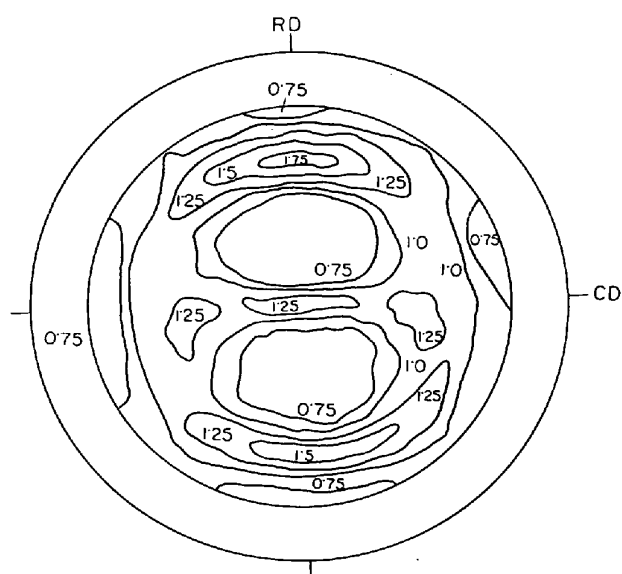


Fig. 6. (100) pole figure of steel G.

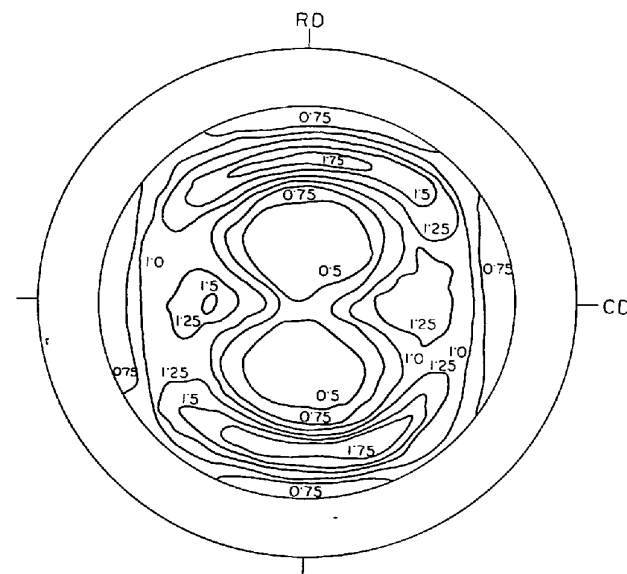


Fig. 8. (100) pole figure of steel I.

5 から Fig. 9 までに鋼 F から鋼 J の (100) 面極点図を示した. 鋼 G と鋼 H には (100) 面集積が顕著に見られる. 極点図の中心部の高強度の範囲は横方向に広がり, (113) 面付近にまで達している. 鋼 I では (100) 面集積は格段と減少し, (113) から (112) 面側への集積へ

移行している. また (111) 面の圧延面法線方向の周囲への回転成分も強まり, 鋼 J ではほとんどそれだけになっている.

低 N 系材の結果は省略したが, 鋼 B, C の (100) 面集積は鋼 G, H より弱く, 鋼 F に近く, (113), (112) 面の近くの集積が見られた. 鋼 E は鋼 J と同じように (111) 面の圧延面法線に対する回転成分が強かった.

鋼 K, L, M の等温焼鈍による回折積分強度の変化が Fig. 10 と Fig. 11 である. 鋼 K は焼鈍によつて (100) が低下していく. (111) は圧延状態から焼鈍によつて低下し, その後の変化は小さい. (112) はゆるやかに低下していく. これに対し (110) は焼鈍で直ちに上昇し, その後の変化は小さい. 鋼 L では (100) も (111) もゆるやかに低下していく. ただ 800°C から 850°C の焼鈍で (111) がわずかながら上昇するような様子を示している. (110) は焼鈍で上昇している. 鋼 M において, (111) は 750°C 100 min まで低下し, その後 1 000 min 焼鈍で高くなっている. 温度を変えたときも同様で, 750°C までは低下し, それ以上の温度で上昇している. これと対応して (100) の急激な低下が生じている. (110) 面は増す傾向である. (112) 面は鋼 L, M とも

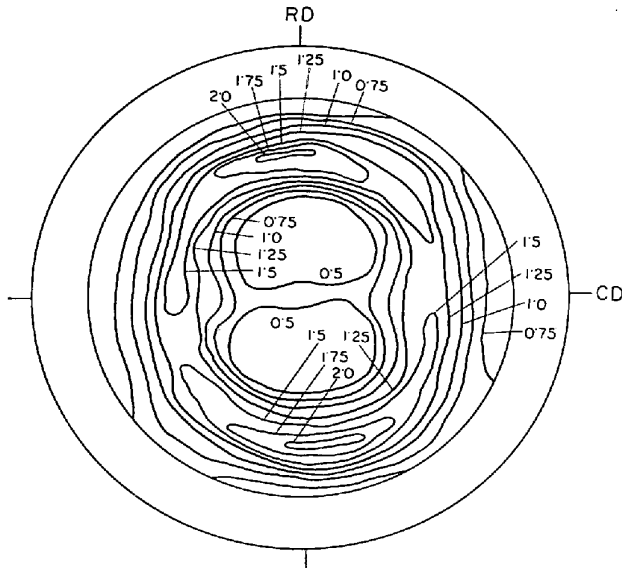


Fig. 9. (100) pole figure of steel J.

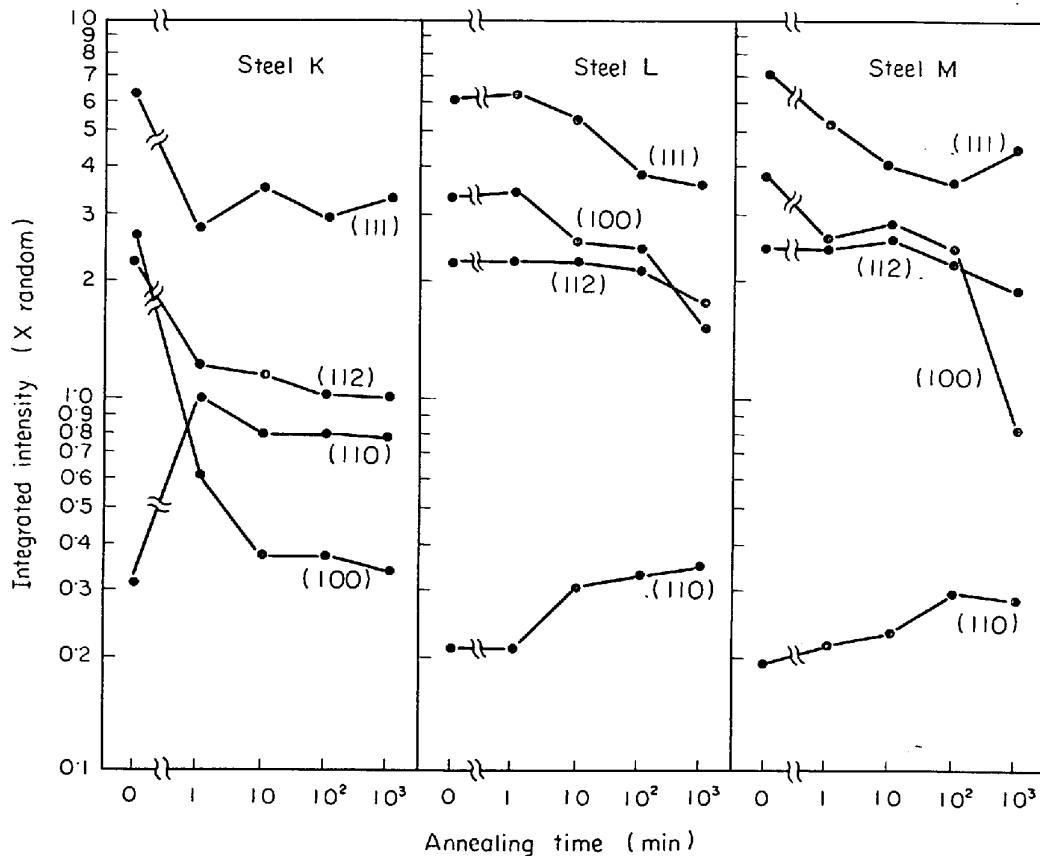


Fig. 10. Variation in integrated intensity of various components for steels K, L and M isothermally annealed at 750°C.

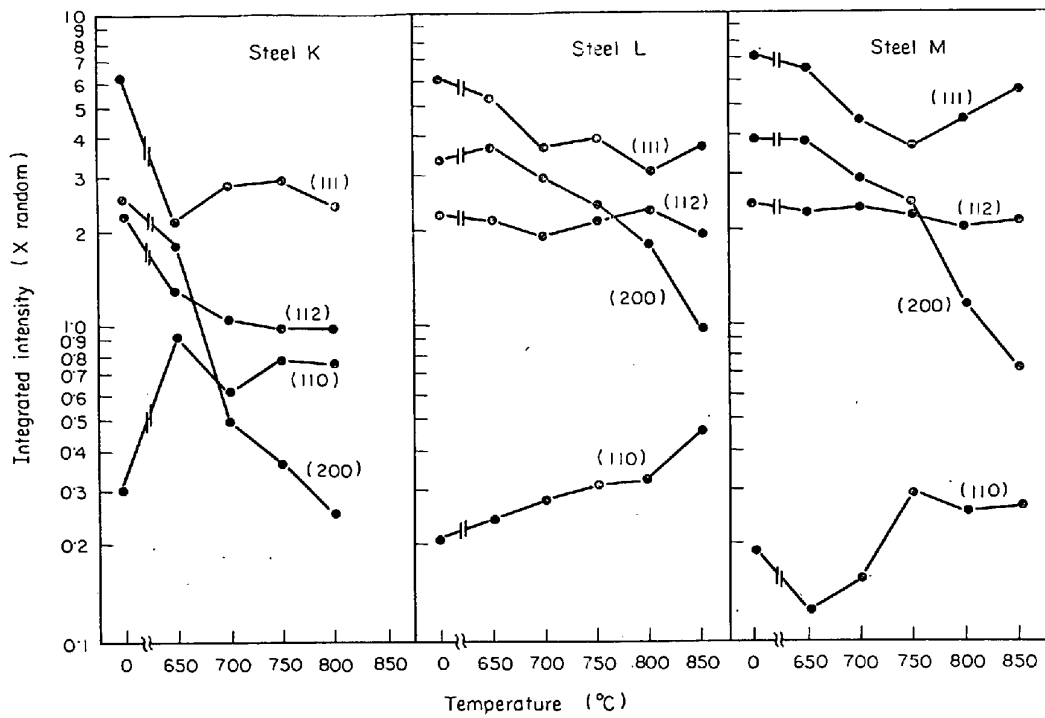


Fig. 11. Variation in integrated intensity of various components for steels K, L, and M isothermally annealed for 100 min.

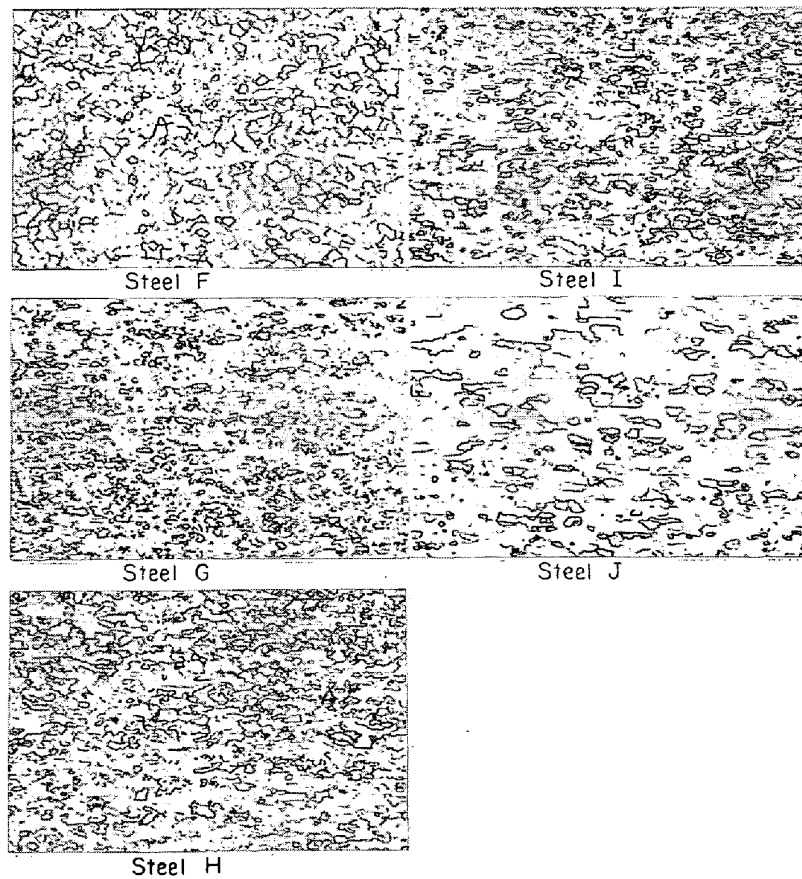


Photo. 1. Microstructures of cold rolled strips after annealing for 3hr at 700°C. ×100 (2/3)

変化がきわめて小さい。

十分な焼鈍後では、(111) 面強度は鋼 M が鋼 L, K より高い。(100) 面は鋼 L, M で残りやすく、鋼 K より高い値を示している。これに対し、(110) は V 添加量とともに小さくなる傾向を示している。

3.3 顕微鏡組織

高 N 系材鋼 F から鋼 J の顕微鏡組織は Photo. 1 のようである。0.05% V 添加で結晶粒の微細化が顕著に現われ、0.1 から 0.2% V 添加にしたがって結晶粒はやや大きくなり、0.4% V でかなり大きくなるが、V 無添加材の鋼 F には及ばない。V 添加量の増加にしたがって結晶粒界が非常に判別しにくくなり、また粒界は小さく凹凸している。全体としてやや展伸する様相を見せ、鋼 J では明らかに展伸粒となっている。

低 N 系材 (鋼 A ~ E) の組織も同様な傾向を示したが、最小粒であったのは鋼 C で、鋼 B ではわずかながら結晶粒が伸びがちになっているが、全体的には鋼 A の真直な粒界で構成された粒と近い状況であった。

Photo. 1 で観察された結晶粒の微細化は引張強さおよび降伏点の上昇の様子 (Fig. 1) と一致した傾向を示している。

等温焼鈍での再結晶の顕微鏡組織が Photo. 2 である。

鋼 K は 650°C 焼鈍から 750°C 焼鈍で粒成長が起こるが、850°C では 750°C のとほとんど変わらない。鋼 L は 650°C 焼鈍ではきわめてわずかな再結晶粒が見られるだけで、まだほとんどの領域は未再結晶状態である。750°C では一部に未再結晶の部分が残っているが、1/100 mm ぐらいの粒径の再結晶粒が広い部分を占めている。850°C 焼鈍では全面的に再結晶が終了している。結晶粒は鋼 K よりも小さく、やや展伸し、粒界も屈曲が多いのがわかる。鋼 M の場合、650°C ではまた未再結晶状態で、わずかに一部に粒界らしいものが見られる。それも新しい核の発生というよりも、むしろ加工層の中から新しい粒界ができたという感じである。750°C ではほぼ再結晶が終了し、ぎざぎざした粒界で囲まれた結晶粒が全面を構成している。850°C 焼鈍では、この粒界がもつと直線化し、粒も多少大きく成長している。

3.4 電子顕微鏡組織

鋼 G から鋼 J の熱延板について抽出レプリカで V 析出物を観察した。鋼 G ではごくわずかの析出物が存在するだけである。鋼 H, J では粒界に 1000 Å 以上の大きな析出物と、また粒内に微細なものが存在している。微細析出物の大きさは 100 Å 以下で、粒内全面に分散しているのが観察される。鋼 J では析出物の数がさら

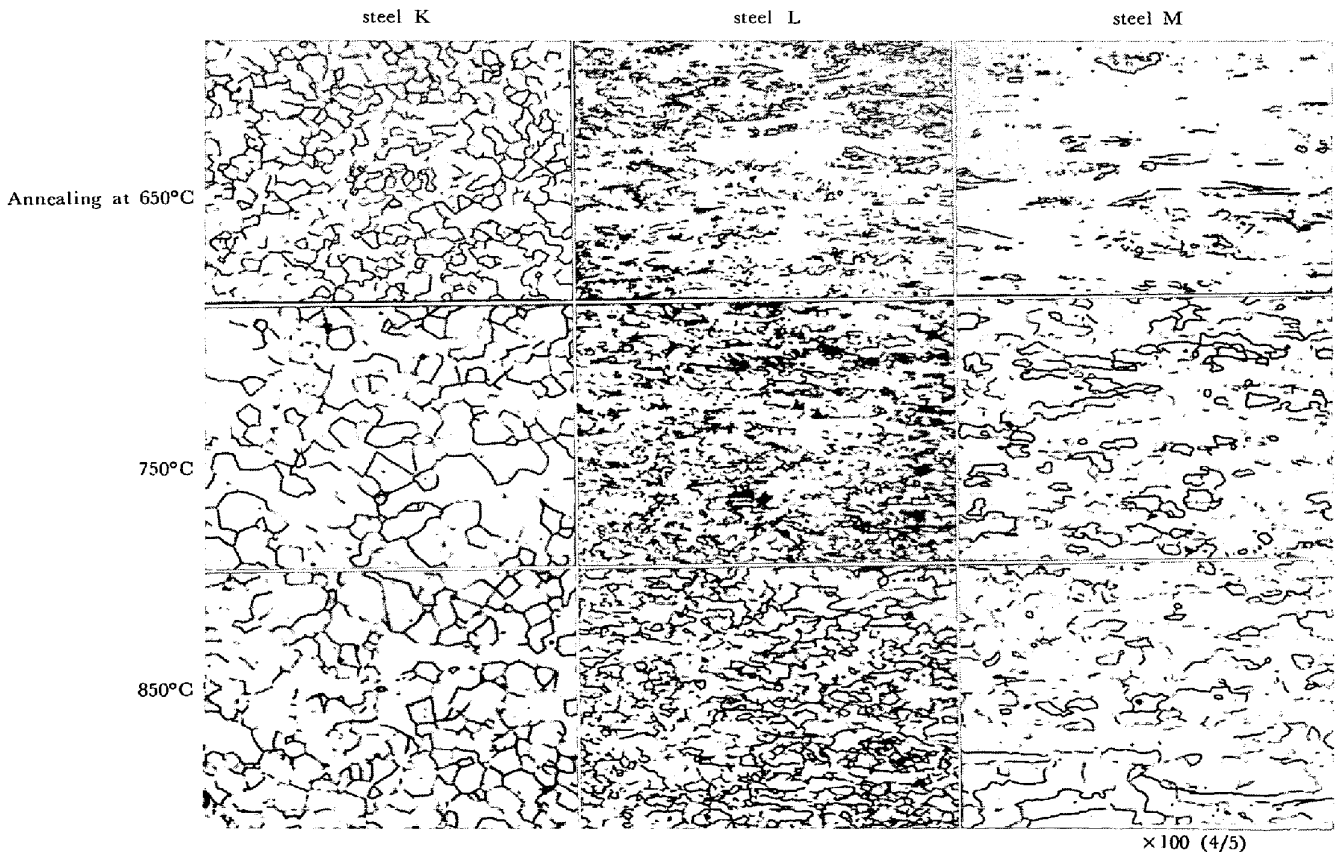


Photo. 2. Microstructures of cold rolled strips after annealing for 100 min at indicated temperatures.

に増し、ときには 100\AA より大きいものが集合している場所がある。粒内に 100\AA 以下の微細析出物の分散は他の鋼と同じであるが、 $300\sim 500\text{\AA}$ の大きな析出物が粒内に存在することもあつた。Photo. 3 に鋼 J の析出物の例を示した。低 N 系材鋼 B～鋼 E でも析出物の数は少ないが似た傾向であつた。

粒内に微細に存在した 100\AA 以下の析出物からの回折点はえられなかつたが、やや大きめの析出物の回折図の解析結果では ASTM card の VC(14%) または VN と同定された。しかし、この両者を区別するほど正確には決められなかつた。格子間隔からだけではむしろ VC

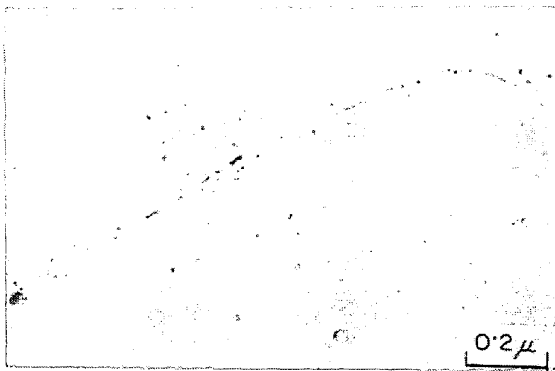


Photo. 3. Hot rolled band of steel J.
Extraction replica.



Photo. 4. Cold rolled strip of steel J after annealing at 700°C .

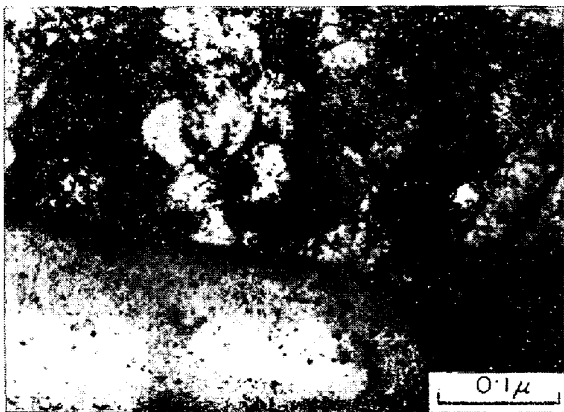


Photo. 5. Cold rolled strip of steel H after annealing at 700°C .

(14%) の方に近かつたが、すでに述べた機械的性質に及ぼす N 量の効果などから VN と同定した。

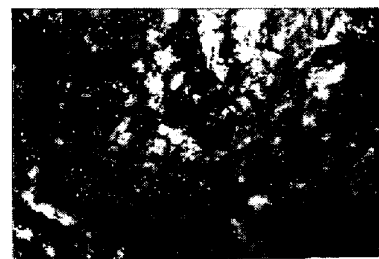
焼鈍後の材料については直接観察を行なつた。再結晶粒内にはマトリックスと整合な析出物の存在が確認された。これらの大きさは $200\sim 300\text{\AA}$ 以下と推定される。これの同定は不可能であるが、VN であると推定しておく。

再結晶粒内には Photo. 4 のように再結晶の進行にもなつて亜粒界が進行していつたときに生じたと考えられるような層状に並んだ析出物の列が見られるときがある。これらの析出物から VN の回折点がえられる場合もあつた。

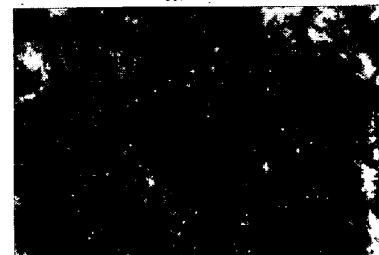
光学顕微鏡下では再結晶が完了しているように見えるにもかかわらず、Photo. 5 のように未再結晶の部分が観察された。未再結晶粒中の回復はきわめておそく、回復の subgrain の構成も不十分な状態にとどまっている。ただ転位密度は全面的に低下する様子を示していた。

鋼 K, L, M について、冷延状態のままを観察すると (Photo. 6) 鋼 K では転位網によるセル構造が見られるが、鋼 L, M ではセルが構成されにくくなつてきているようである。

鋼 L は 650°C 100 min 焼鈍でまだ再結晶核がほとんど見いだされず、わずかな回復が起こつてのみであ



Steel K



Steel L



Steel M

Photo. 6. Cold rolled strip (111) plane.

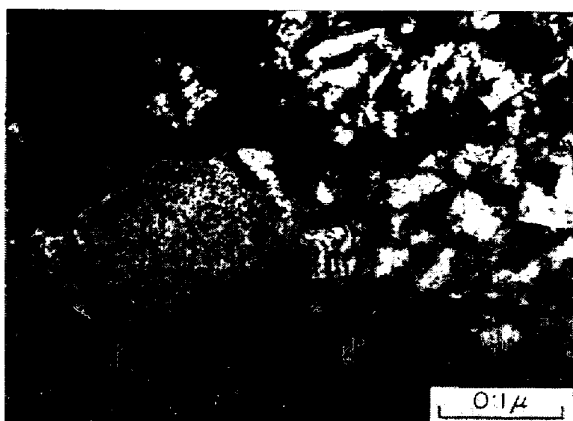


Photo. 7. Cold rolled strip of steel M after annealing for 1 min at 650°C.

つた。1000 min 焼鈍で再結晶粒が未再結晶粒を食っていく状況が見られる。鋼 M は 650°C 1 min 焼鈍で再結晶核が見られる (Photo. 7)。このとき周囲の回復はまださほど進んでおらず、忽然と核が発生したというようである。100 min 焼鈍で多少回復した領域と完全に再結晶した粒が接しているのがわかる。

4. 考 察

冷延鋼板に V を添加すると再結晶が抑制され、機械的性質や集合組織に変化が現われることが明らかになった。そして、これらの変化は鋼 A から鋼 E の約 0.002% N 含有材よりも鋼 F から鋼 J の 0.01% 以上 N 含有材の方が大きかった。これらのことは、再結晶挙動に対し、V がたんに合金元素 (固溶効果) としてだけで働いているのではなく、V-N-C 相互作用の上で影響していることを示唆している。再結晶回復段階において、粒界あるいは転位と析出物の相互作用が見られたり、VN の電子回折がえられることなども再結晶が固溶効果だけによるものでないことを示している。

V は窒化物のほかに炭化物を形成するし、析出物の電子回折の結果も VC(14%) つまり V_4C_3 の方に近かったので、析出物が窒化物でなく炭化物ではないかという疑問が残る。供試材中の C 量は 0.01% であるから、鋼 A~E では C 含有量は N 含有量よりも多く、鋼 F から J でもほぼ同程度の量である。したがって N より C との関係の方が大きいことも推測される。しかし α 相中の VC の平衡固溶限を推定すると 500°C でも VC の析出が起こらない⁷⁾。したがって、この計算だけからでは V 炭化物は存在しないことになる。

低 N 系材と高 N 系材とでは Fig. 1 のように機械的性質のレベルが確実に異なっている。もし、N よりも C の方が主な役割を果たすならば、低 N 系材と高 N 系材

の性質の差はなくなるはずである。したがって C より N の影響の方が大きくて、C は N の効果に付加的に働いているといえる。つまり、低 N 系材でも高 N 系材でも V 量による \bar{r} 値の変化の傾向が似ているし、0.4% V 材で降伏点が現われなくなるなどはこのことを示しているものようである。

Ti 添加鋼では冷延材の再結晶挙動に熱延前のスラブの加熱温度の影響があること、すなわち、スラブ加熱温度が高くスラブ中の TiC の固溶量が多いとき、再結晶の抑制が大きくなることを報告した⁹⁾。V と C の含有量はほぼ同様で N 含有量のみが異なる鋼 E と J を用い、上記のスラブ加熱温度の影響を検討した。この両鋼のスラブを 1150°C と 1250°C とで加熱し、熱延、冷延後再結晶挙動を調べた。鋼 J では 1150°C 加熱材に比較して 1250°C 加熱材の再結晶が著しく遅くなったが、鋼 E ではそのようなことがなく、1150°C 加熱材、1250°C 加熱材ともに同じような速さで再結晶が起こった。もし再結晶の抑制の主な原因が V 炭化物であるとすると、鋼 J と E とで同じように再結晶挙動に対する加熱温度の変化の影響が現われるべきである。しかるに加熱温度の影響があつたのは鋼 J だけであつた。この点から再結晶の阻害には V 炭化物より V 窒化物の方が大きな効果をもつものと考えられる。鋼 E で加熱条件の影響が現われなかつたのは N 含有量が少なく、加熱温度 1250°C で十分に V 窒化物が固溶し、加熱温度 1250°C でもその固溶量が変わらず、そのため再結晶挙動への影響がなかつたためと考えられる。

以上の点から考えて、V 添加鋼の再結晶挙動には V 炭化物よりも V 窒化物の方が大きな役割を持っているようである。したがって、析出物も V 窒化物 VN と同定しておいたのである。ただ鋼 J や鋼 E で降伏点なくなることから、C も V に結合していると考えられる。

Table 2. Chemical analysis of nitrogen as vanadium nitride in hot rolled bands and cold rolled strips after annealing at 700°C for 3hr(%).

Steel	N as VN		(A) - (B)
	Cold rolled strip after annealing (A)	Hot rolled band (B)	
B	0.0018	0.0001	0.0017
C	0.0032	0.0008	0.0024
D	0.0044	0.0018	0.0026
E	0.0026	0.0030	
G	0.0122	0.0020	0.0102
H	0.0168	0.0076	0.0092
I	0.0122	0.0090	0.0032
J	0.0170	0.0154	0.0016

つまり真の析出物は V-(CN) であろう。

回復再結晶の抑制が VN によるものとする、再結晶時の VN の挙動が重要なものとなる。熱延板および 700°C 焼鈍材の VN としての N の分析結果が Table 2 である。V 量が増すにしたがって熱延板中の VN としての N は増加している。焼鈍材はほぼ完全に VN として析出しているものようである。焼鈍板の VN としての N から熱延板のそれを差し引いた量が焼鈍中に析出した量で、熱延板中の固溶 N 量とすると、固溶 N 量は高 N 系材で V 含有量が少ないほど多い。低 N 系材では鋼 G と D が多い。

ここでの固溶 N は化学分析から求めたものであるから、実際にマトリックス中に固溶している N 以外に微細析出物となつていても、分析上固溶分に処理された N も含んでいるはずである。したがって、ここで固溶 N が多いことがマトリックス中に固溶している N が多いことに直ちに結びつかは明らかでない。その点については別途検討する必要がある。ただ化学分析上固溶分になつた VN 析出物があつたとすれば、それはかなり不安定なものと考えられる。そして、この不安定な析出物が冷延焼鈍時に凝集し、VN(化学分析)となるのであろう。以下ではこの点を固溶 N の析出ないし凝集といっておく。

鋼 E では全 N 量が、また鋼 J では大部分の N 量が VN となつてしまつたことになる。鋼 L, M について同様の分析結果が Table 3 である。鋼 L では固溶 N が存在するが、鋼 M では熱延板ですでに析出が終つている。

鋼 L と M からみて、固溶 N 量の大きい方が再結晶の進行が遅いことになる。つまり、固溶 N 分が再結晶時に析出ないし凝集し再結晶の進行を抑制していると考えられる。ただ鋼 K と鋼 M とを比較すると鋼 M の方が再結晶が遅い。鋼 M では熱延板中に固溶 N はほとんどないことから、VN 析出物がなおその焼鈍時の凝集効果を通じて再結晶を抑制しているものと考えられる。

熱延板中の固溶 N 量の多いほど再結晶が抑制されるとすると、Fig. 1 の機械的性質や顕微鏡組織の変化は容

易に理解される。すなわち、鋼 G, H などは再結晶が遅れているために結晶粒が小さく、強度が高いのである。

鋼 G や H で (100) 面集積が高いことも回復再結晶の極端な阻害によつて、圧延集合組織が残されやすかつたことと対応している。再結晶がもつと進めば (100) 面強度はもつと低下することは鋼 L の例からうかがわれる。結局鋼 G や H の集合組織は十分再結晶が終つていない中間的な組織である。

鋼 L は等温焼鈍で (111), (100) とともに低下し、(110) だけが上昇するという傾向で、V 無添加の鋼 K と似た傾向であつた。つまり集合組織は再結晶の進行とともにランダム化する方向で、特定の優先方位の顕著な成長が見られない。ただ再結晶がひどく遅れているだけである。これは固溶 N の析出(凝集)が再結晶を全面的に遅らせているためと考えられる。同じ傾向が $C_C/C_{Ti} > 1$ の Ti 添加鋼やまた $C_N/C_{Al} > 1$ ($C_{Al}(a/o) : Al$ 濃度) のアルミキルド鋼でも観察された⁸⁾。

鋼 M はこれに反し 750°C 100 min から 1000 min 焼鈍で (111) が増加した。また 750°C から 850°C へ焼鈍温度を高めたときも同様であつた。この間に結晶粒の大きさはとくに注目すべきほど変化しておらず、温度上昇や時間の延長によつて、わずかに粒界のぎざぎざが減少している。このときの材料の直接観察では未再結晶粒が減少していた。結局この期間では電子顕微鏡下で観察される未再結晶部分を再結晶部分が食つていき、それが (111) の増加をもたらしたものと考えられる。Ti 添加鋼で $C_C/C_{Ti} < 1$ の場合にもきわめてよく似た再結晶挙動を示した⁸⁾。

鋼 F から鋼 J の高 N 系材について、再結晶挙動に及ぼす V 量の影響を見ると、N 濃度 $C_N(a/o)$ と V 濃度 $C_V(a/o)$ の関係で $C_N/C_V \approx 1$ の鋼 G で再結晶が最も阻害されており、 $C_N/C_V < 1$ になるにしたがい、再結晶が起こりやすくなつていた。そして集合組織も (100) の高いものから、(111) の高いものへ移行する。この傾向は Ti 添加材でも同じであつた。この点からも V の効果は Ti の効果とよく似ている。

V 添加は再結晶を抑制した。この抑制効果が回復の方位依存性を強調し⁹⁾、Photo. 7 に見られるように再結晶核形成を抑制して、優先方位の発達を助長させることもある。しかし、鋼 L のようにとくに優先方位の発達が起らないときもある。このことは、再結晶の抑制が優先方位の発達に効果のあるときも、ないときもあることを意味し、再結晶の抑制と再結晶集合組織の発達とが直ちに結びつけられるものではないことを示している。

本実験の範囲では、V 添加量が増すほど再結晶集合組

Table 3. Chemical analysis of nitrogen as vanadium nitride in the cold rolled strips as rolled and after annealing for 100min at 750°C (%).

Steel	as rolled	after annealing
L	0.003	0.014
M	0.022	0.022

織中の (111) 面強度は増加し、(100) 面強度、さらに (110) 面強度が低下した。これらの熱延板中の N は V 量の多いほど V と結合していた。このことから、熱延板中の N は V と結合しているほど、再結晶集合組織中の (111) 面集積は上昇し、(110) 面集積が低下する。また鋼 I と鋼 J の極点図を比較すると、鋼 I は {111}〈110〉が主方位であるが、鋼 J は {111}〈110〉+{111}〈112〉が主方位となつている。この点も熱延板中の VN の析出と関連していると考えられる。これらの現象は Ti 添加鋼や Al キルド鋼でも観察され、その再結晶特性は同時析出型および前析出型⁹⁾として指摘したものである。

Fig. 10, 11 では鋼 L, M とともに (110) 面は焼鈍とともに増加している。この点は Ti 添加鋼⁸⁾とは異なっており、むしろリムド鋼に近い。これは VN が TiC より凝集しやすく、{111}〈112〉→{110}〈001〉回転を阻止する効果が弱いと考えられる。

Fig. 10 の圧延状態での回折強度を見ると、V 添加量がますます (111) 面は上昇、(110) 面は減少している。さらに、Photo. 6 のように、転位の分布状態も異なっている。このように冷延状態ですでに相違があり、それが再結晶集合組織の形成に影響することは考えられ、この面からの追求も今後重要なものとなろう¹⁰⁾。

r 値の面内異方性は V 量の少ない鋼 G と H で $r_0 < r_{45} < r_{90}$ で、もつと V 量の多い鋼 J で $r_{45} > r_{90} > r_0$ となつている。(100) 面強度からでは鋼 G や H の方が鋼 J よりも高いからむしろ $r_{45} > r_{90} > r_0$ の面内異方性が期待されるが、そのようにならないのは (110) 面強度の差異によるものと考えられる。つまり鋼 J では (100) 面も弱い、それ以上に (110) 面が弱く、かなりの (112), (113) 面が見られる。ところが、鋼 G では (110) 面がまだ高い値を示している。これが、さきの面内異方性を生じさせたものと考えられる。

5. 結 言

冷延鋼板に V を添加した場合の機械的性質、集合組織あるいは再結晶挙動などを調べた。すなわち、基準成

分としては 0.01% C, N 含有量を約 0.002% と 0.02% の 2 水準とし、V 量を 0~0.4% まで変えた。これは V が炭化物形成元素であると共に、窒化物形成元素でもあるからである。

機械的性質や再結晶などに大きな変化が現われたのは 0.02% N 系の高 N 系材である。これは V が C よりも N との相互作用が強かつたためと考えられる。低 N 系材でも高 N 系材とかなり似た挙動を示した。

N 濃度を $C_N(a/o)$, V 濃度を $C_V(a/o)$ とすると、高 N 系材で、 $C_N/C_V \approx 1$ のときもつとも再結晶が抑制され、降伏点、引張強さが高く、伸びが小さかつた。集合組織は (112)~(113) 面が残りやすく、また (100) 面も強かつた。このとき熱延板中の N はほとんど固溶しており、焼鈍中に析出が進んでゆく。この過程で特定の優先方位の顕著な発達は見られず、たんに再結晶が全面的に抑制されている。再結晶粒も小さく、粒界も整つた線を形成していない。

C_N/C_V が 1 より小さくなるにしたがい、さきの場合よりも再結晶が起こりやすくなり、降伏点は低下し、 r 値が大きくなる傾向を示す。また再結晶集合組織中の (111) 方位も増加する。V 量が高いとき熱延板中の N は VN としてほとんど析出している。再結晶粒は圧延方向に伸びた展伸粒に次第に変わつている。

文 献

- 1) W. R. D. JONES and G. COOMBS: JISI, 174 (1953), p. 9
- 2) 下川義雄, 藤井毅彦: 住友金属, 7 (1955), p. 137
- 3) 高階喜久男, 原田慎三: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 726
- 4) P. WERTHEBACH and L. ELSING: Stahl u. Eisen, 86 (1966), p. 1024
- 5) 五弓勇雄, 阿部秀夫, 伊藤邦夫: 金属学会, 29 (1965), p. 171
- 6) 松岡孝, 高橋政司: 鉄と鋼, 57 (1971)6, p. 1134
- 7) T. MATSUOKA: Trans. ISIJ, 7 (1967), p. 19
- 8) 松岡孝, 高橋政司, 白石博己: 鉄と鋼, 56 (1970), S 480
- 9) 松岡孝, 寺崎富久長: 鉄と鋼, 57 (1971), S 276
- 10) 寺崎富久長, 金子輝雄: 鉄と鋼, 57 (1971), S 469