

中炭素非調質鋼のマイクロ組織に及ぼす バナジウムと加工熱処理の影響

野村 一衛*・加藤 智也*²

Influences of Vanadium and Thermo-mechanical Treatment on
Microstructures of Medium Carbon Microalloyed Steels

Ichie NOMURA and Tomoya KATO

Synopsis : The austenite recrystallization behaviors during the hot-deformation and the characteristics of the ferrite-pearlite structures transformed during continuous cooling from the hot-deformed austenite were investigated for the medium carbon steels containing 0.4% carbon with 0 to 0.3% vanadium. The results are as follows: (1) The vanadium additions inhibit the recrystallization of hot-deformed austenite and elevate the austenite recrystallization temperatures in the medium carbon steels, more effectively than those in the low carbon steels. The austenite recrystallization-stop temperature of 0.4% carbon steel added 0.3% vanadium is over 200K higher than that of 0.4% carbon steel. This is considered to be due to the increase of the strain induced precipitation of VC in deformed austenite, through the increase of the super saturation of VC with the increase in the carbon content. (2) The ferrite-pearlite structures of 0.4%C-0.3%V steels hot-deformed at non-recrystallization temperature (below 1223K) are refined remarkably, through the increase of the ferrite nucleation site consisted of the flattened austenite grain boundary and the annealing twin formed in the austenite grain. (3) 0.4%C-0.3%V steels hot-rolled at non-recrystallization temperature on the practical mill have superior toughness in spite of high tensile strength over 900N/mm² because of the microstructure refinement through the non-recrystallization austenite deformation.

Key words : microalloyed steel ; medium carbon steel ; vanadium ; thermo-mechanical treatment ; recrystallization ; austenite; ferrite-pearlite.

1. 緒言

近年、焼入れ焼もどし処理の省略を目的とした中炭素非調質鋼の開発¹⁻⁸⁾が進められ、各種の機械構造部品への適用が拡大してきている。これら非調質鋼の中で、特に熱間圧延のままで使用される直接切削用非調質鋼についてはVの析出強化による強度向上に加えて制御圧延による靱性向上^{5,6)}がはかられている。しかし最近では部品の高強度化・軽量化ニーズが高まっており、これら非調質鋼に対しても一層の強靱化が望まれている。

制御圧延については低炭素鋼であるHSLA鋼の分野において多くの研究⁹⁻¹⁶⁾がなされている。HSLA鋼の制御圧延では、オーステナイト(γ)を高温域(再結晶 γ 域)で微細化し、さらに低温域(未再結晶 γ 域)で γ 粒を伸長化し、粒界面積を増加させるとともに加工下部組織の導入によって、変態組織を微細化し、高靱性・高強度が得られている¹⁴⁾。一方、中炭素鋼における未再結晶 γ 域圧延の検討¹⁷⁾では、パーライト組織が主体のため未再結晶 γ 域圧延を行っても変形帯上への

フェライト(α)の析出は期待できず、パーライト粒を等軸状に微細化するには有効に働かないことが示されている。したがってこれまでの中炭素非調質鋼における制御圧延の検討^{5,6)}も、再結晶 γ 域圧延による組織微細化が主体である。しかし中炭素非調質鋼の一層の強靱化をはかるには、未再結晶 γ 域圧延による組織微細化の可能性も検討すべきと思われる。

また中炭素非調質鋼には析出強化元素として主にVが添加されているが、未再結晶 γ 域圧延の検討にはVの γ 再結晶抑制効果を明らかにする必要がある。低炭素鋼を用いた研究¹¹⁾ではVの γ 再結晶抑制効果はNb等に比べて相対的に小さいことが示されているが、中炭素鋼におけるVの影響については十分に検討されていない。

そこで本研究では、V添加量の異なる中炭素鋼を用いて、熱間加工後の γ の再結晶挙動とその後の冷却にて得られる α +パーライト組織に及ぼすV量の影響について検討を行った。さらに実機圧延工程を用いて、未再結晶 γ 域圧延による中炭素非調質鋼の強靱化について検討した。

平成8年5月24日受付 平成8年7月15日受理 (Received on May 24, 1996; Accepted on July 15, 1996)

* 愛知製鋼(株)第3開発部 (Development Div. No.3, Aichi Steel Works, Ltd., 1 Wano-Wari Arao-machi Tokai 476)

* 2 愛知製鋼(株)第1開発部 (Development Div. No.1, Aichi Steel Works, Ltd.)

2. 実験方法

2.1 加工熱処理実験による組織評価方法

本研究では、0.4%C鋼をベースとしてV含有量を0~0.3%に変化させた4種類の鋼を用いた。供試鋼の化学成分をTable 1に示す。いずれも量産工程により製鋼・熱間圧延された直径100mmの棒鋼より採取した。これらより ϕ 8 mm \times 12mmの円柱状の試験片を機械加工し、熱間加工再現試験機(THERMECMASTOR-Z)を用いて以下の加工熱処理を行った。各試験片は1473Kに600s加熱後、1023~1473Kの種々の温度で公称歪速度 $7.5s^{-1}$ にて円柱軸方向に50%の圧縮加工を行い、冷却速度0.17K/s(直径100mm圧延材の空冷相当)にて室温まで徐冷を行った。なお加熱状態から加工温度までは1.7K/sにて冷却した(1473K加工材については加熱に引き続き圧縮加工した)。また非接触レーザ変位計による変態熱膨張測定により変態温度Ar 1点およびAr 3点を求めた。さらに圧縮加工直後の γ 組織を観察するために圧縮加工後、直ちにガス急冷(20K/s)する処理も実施した。加工熱処理されたこれら試験片を用いて、圧縮加工方向に平行な中心軸上の中央部[†]にてマイクロ組織観察を行った。

加工後急冷した試料についてはピクリン酸飽和水溶液+界面活性剤にてマルテンサイト組織から旧 γ 粒界を現出し、 γ 組織の再結晶状態をその形態より評価した。また線分法にて γ 粒径を測定した。加工後徐冷した試料については3%ナイタルにて α +パーライト組織を現出した。本実験の供試鋼はいずれも中炭素鋼であるため、 γ 粒界に沿って初析 α が網目状に生成するので、これより熱間加工後の γ 粒界を推定し、急冷材と同様に γ 組織の再結晶状態および γ 粒径を評価した。 α +パーライト組織因子としては、 α 粒径、パーライトサイズ、パーライトブロックサイズ、パーライトラメラ間隔および α 体積分率を測定した。ここでパーライト組織は主に γ 粒界上に生成した初析 α に囲まれた領域であり、本研究ではこの領域の大きさをパーライトサイズとした。パーライト領域はいくつかのパーライトブロックにより構成されていることが知られている¹⁸⁾。パーライトブロックは高橋ら¹⁸⁾によって「パーライト組織における α の結晶方位一定の領域のことであり、特にすべり帯の長さおよび破壊の単位として共析鋼の延性を支配する統一的なパラメータ」と説

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	N
A	0.41	0.27	1.57	0.022	0.022	0.19	-	0.011
B	0.45	0.27	0.87	0.019	0.020	0.20	0.08	0.008
C	0.39	0.24	1.27	0.012	0.019	0.30	0.12	0.013
D	0.40	0.25	1.50	0.011	0.018	0.25	0.30	0.014

明されており、本研究においてもパーライト領域の組織因子の一つとしてパーライトブロックの大きさを測定した。またこれら組織観察に加えてビッカース硬さ(測定荷重98N)を測定した。一部の試料については α 組織(測定荷重49mN)およびパーライト組織(測定荷重0.49N)の微小ビッカース硬さも測定した。

2.2 圧延実験による機械的性質評価方法

各種圧延条件における機械的性質の変化を以下の実験方法により調べた。0%V鋼(Steel A)および0.3%V鋼(Steel D)の2.6t鋼塊を1538Kに加熱・均熱した後、分塊圧延機および多段パスの棒鋼圧延機にて直径100mmの棒鋼に圧延する工程において、最終圧延工程(2ロールパスにて断面減少率30%)の圧延温度を種々変化させることにより供試材を試作した。なお実験の都合上、圧延温度は鋼材表面温度を用いた(試験片採取位置における鋼材内部温度に比べて100K程度低いと推定される)。これら供試材の表面より25mmの深さ位置にて圧延方向に平行にJIS 4号引張試験片およびJIS 3号シャルピー衝撃試験片を採取しそれぞれ試験に供した。

3. 実験結果

3.1 熱間加工時の γ 再結晶下限温度に及ぼすVの影響

V含有量の異なる鋼について種々の温度で50%圧縮加工を施した後、直ちに急冷もしくは徐冷した試料の組織観察を行った。なお1473Kに600s加熱した後、直ちに急冷した試料の γ 粒径はV添加量によらずいずれも150~200 μ mと同等であった。

Fig. 1に γ 再結晶挙動とV含有量の関係を示すが、加工後

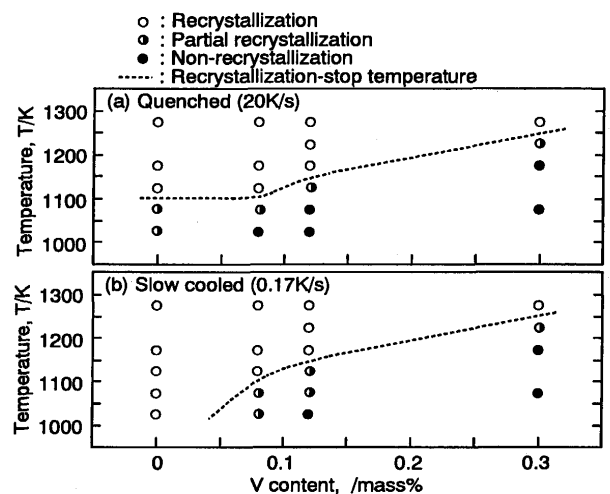


Fig. 1. Influences of V content on austenite recrystallization behaviors of 0.4%C steels compressed by 50%.

[†] 試験片は圧縮加工にて樽型に変形し、試験片内部には不均一な歪分布が生じる。そこで剛塑性有限要素法を用いて試験片内部における相当歪分布の計算を行った。その結果、試験片内部には0~1.40の広範囲の相当歪分布が生じており、組織観察を行った試験片中心部付近の相当歪は1.4であると推定された。

急冷および徐冷のいずれにおいてもV含有量の増加に従い、 γ 再結晶下限温度が上昇した。0%V鋼は徐冷の場合1023Kの加工温度にても未再結晶 γ 組織が得られないのに対して、0.3%V鋼の γ 再結晶下限温度は約1250Kとなり、0%V鋼に比べて200K以上高かった。すなわち中炭素鋼においてVは大きな γ 再結晶抑制効果を有することがわかった。

3・2 再結晶 γ 粒径におよぼすVの影響

徐冷材の再結晶 γ 粒径に及ぼす加工温度およびVの影響をFig. 2に示す。いずれの供試鋼も加工温度の低下に従い再結晶 γ 粒径は微細化しているが、同一加工温度の比較においてはV含有量の増加に従い、再結晶 γ 粒径は微細となっており、Vには再結晶 γ 粒径を微細化させる効果が認められた。

3・3 α +パーライト組織に及ぼすVと加工温度の影響

Fig. 3に0%V鋼および0.3%V鋼を各種温度にて50%圧縮加工後、徐冷して得られた α +パーライト組織の光学顕微鏡組織を示す。また加工温度の変化に対する各種 α +パーライト組織因子の変化をFig. 4に示す。 α 体積分率は加工温度の低下に従い増加しているが、特に未再結晶 γ 域加工(1223K以下)された0.3%V鋼における α 体積分率の増加が著しい。 α 粒径については0.3%V鋼の未再結晶 γ 域加工(1223K以下)にて特に微細であった。パーライトサイズおよびパーライトブロックサイズは加工温度の低下に従い微細化する傾向があるが、0.3%V鋼は0%V鋼に比べて微細であった。パーライトラメラ間隔については加工温度の変化およびVの有無によらずほぼ一定であった。

α +パーライト組織の微細化の観点から見ると、特に0.3%V鋼の未再結晶 γ 域加工(1223K以下)により、3 μ m程度の α 粒径と10 μ m程度のパーライトサイズからなる非常に微細な α +パーライト組織が得られた。

3・4 α 組織と γ 組織の関係

未再結晶 γ 組織における α 核生成場所を調べるために、0.3%V鋼について γ 未再結晶温度である1173Kにて圧縮加工後、徐冷し α 変態途中である923Kより急冷し組織観察を行った。その結果、初析 α は γ 粒界以外に粒内の焼鈍双晶境界¹⁵⁾および変形帯界面からも核生成していることがわかった。Fig. 5に観察例を示すが、初析 α が γ 粒界以外に γ 粒内に観察される焼鈍双晶境界から核生成しているのがわかる。そこで γ 粒

界、焼鈍双晶境界および変形帯の界面面積を合わせて α 生成に対する有効界面面積^{13,14)}とし、 α 体積分率および α 変態温度との関係を検討した。再結晶 γ 組織については γ 粒径 d_γ から式(1)²⁰⁾にて求まる粒界面積 S_V を有効界面面積とした。

$$S_V = 2/d_\gamma \dots\dots\dots (1)$$

未再結晶 γ 組織については加工伸展した γ 粒界、焼鈍双晶

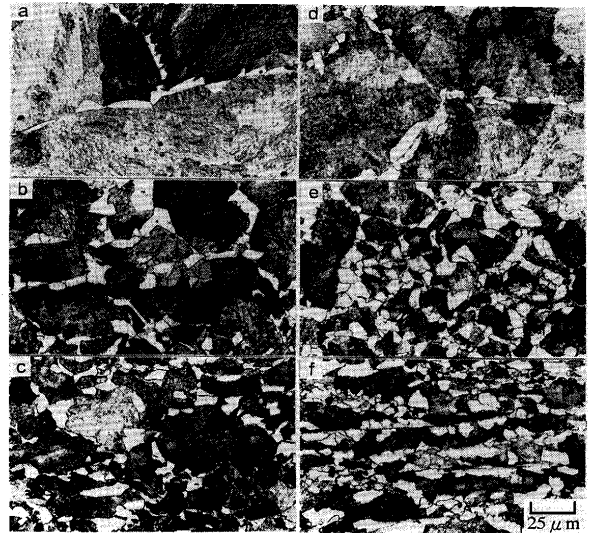


Fig. 3. Influences of compression temperatures(T) and V contents on microstructures of 0.4% C-1.5% Mn steels cooled at 0.17K/s after compression by 50%. (a)0%V, T=1473K. (b)0%V, T=1173K. (c)0%V, T=1023K. (d)0.3%V, T=1473K. (e)0.3%V, T=1273K. (f)0.3%V, T=1173K.

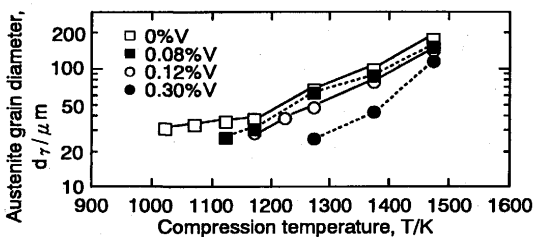


Fig. 2. Influences of compression temperature and V content on austenite grain diameter of 0.4%C steels cooled at 0.17K/s after compression by 50%.

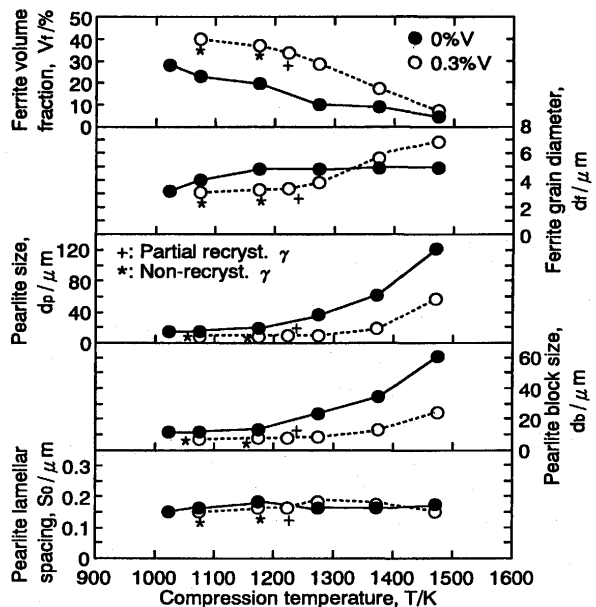


Fig. 4. Influences of compression temperature on microstructure parameters of 0.4%C-1.5% Mn steels and 0.4%C-1.5%Mn-0.3%V steel cooled at 0.17K/s after compression by 50%.

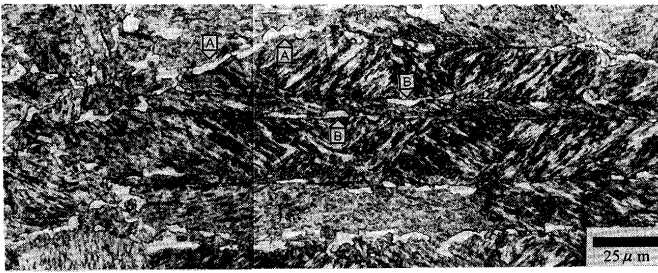


Fig. 5. Microstructure of precipitated ferrite on austenite grain boundary and annealing twin boundary of 0.4%C-1.5%Mn-0.3%V steel quenched at 923K during cooling at 0.17K/s following 50% compression at 1173K. (A: ferrite precipitated along austenite grain boundary, B: ferrite precipitated along annealing twin boundary)

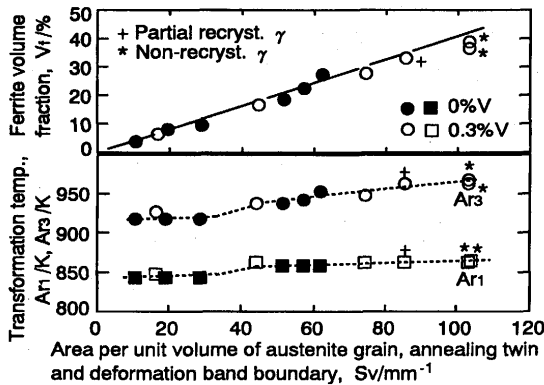


Fig. 6. Influences of area per unit volume of austenite grain, annealing twin and deformation band boundary on ferrite volume fraction and transformation temperatures for 0.4%C-1.5%Mn steels and 0.4%C-1.5%Mn-0.3%V steels cooled at 0.17K/s after 50% compression.

境界および変形帯を含めて式(2)¹⁹⁾により有効界面面積 S_V を求めた。

$$S_V = 0.429(N_L)_{//} + 1.571(N_L)_{\perp} \quad \dots \quad (2)$$

ここで、 $(N_L)_{//}$ および $(N_L)_{\perp}$ はそれぞれ圧縮加工直角方向、圧縮加工方向で伸展した γ 粒界、焼鈍双晶境界および変形帯の単位面積当たりの切片数である。

Fig. 6に0%V鋼および0.3%V鋼の有効界面面積と α 体積分率および Ar_3 点、 Ar_1 点との関係を示す。有効界面面積の増加に従い α 体積分率が増加し、 Ar_3 点が上昇していることから、有効界面面積の増加が α 変態を促進させることがわかる。また有効界面面積と α 体積分率および Ar_3 点の関係において、0%V鋼と0.3%V鋼は同等であることから、本研究に関する限り α 変態に及ぼすV添加の影響は非常に小さいと考えられる。さらに有効界面面積の増加は α 析出サイトの増加を通して、 α 粒径を微細化させると考えられる。

3.5 パーライト組織と γ 組織の関係

パーライト組織は初析 α が生成した後の未変態 γ 組織から

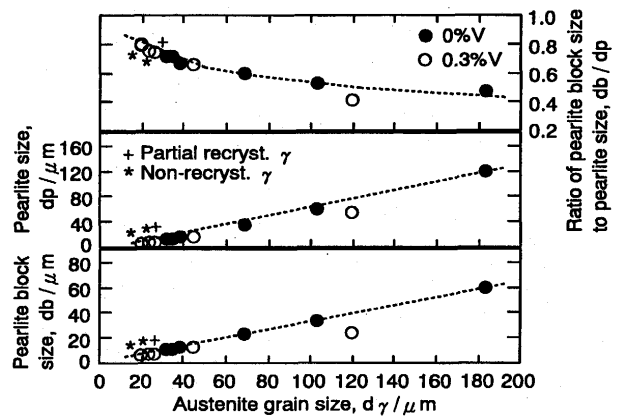


Fig. 7. Influences of austenite grain size including annealing twin and deformation band boundary on pearlite size and pearlite block size of 0.4%C-1.5%Mn steels and 0.4%C-1.5%Mn-0.3%V steels cooled at 0.17K/s after 50% compression.

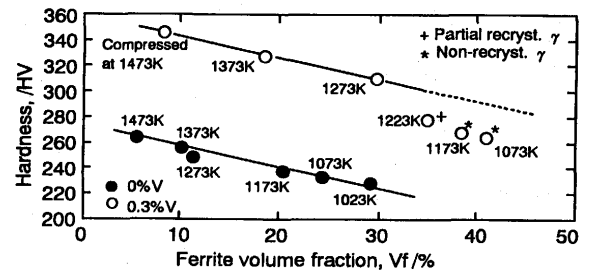


Fig. 8. Relation between ferrite volume fraction and hardness for 0.4%C-1.5%Mn steels and 0.4%C-1.5%Mn-0.3%V steels cooled at 0.17K/s after 50% hot compression.

変態生成するため、 γ 組織の形態と密接な関係があると考えられる。そこでFig. 7に γ 粒サイズとパーライトサイズおよびパーライトブロックサイズとの関係を示す。なお γ 粒サイズは再結晶 γ 組織においては γ 粒径を、未再結晶 γ 組織については焼鈍双晶境界および変形帯を含む未再結晶 γ 粒の圧縮方向での界面間隔とした。パーライトサイズおよびパーライトブロックサイズはV添加の有無によらず、 γ 粒サイズと良い相関があることがわかる。またパーライトサイズとパーライトブロックサイズの比は、 γ 粒サイズが比較的大きいと2程度であるが、 γ 粒サイズが小さくなるに従って1に近づく。すなわち γ 粒サイズが微細となるとパーライト領域は一つのパーライトブロックになる傾向が強くなると考えられる。

3.6 α +パーライト組織の硬さに及ぼすVと加工温度の影響

Fig. 8に0%V鋼および0.3%V鋼を各種温度にて50%圧縮加工後、徐冷した試料の硬さを α 体積分率との関係にて整理した。0%V鋼および0.3%V鋼のいずれも α 体積分率の増加に従い硬さの低下が見られるが、1473K~1273Kの再結晶 γ 域にて加工された0.3%V鋼は0%V鋼に比べて同一 α 体積分

率での比較においてHV80程度硬さが増加しており、V添加による析出強化が顕著に現れている。これに対して、1223 K~1073Kの未再結晶 γ 域にて加工された0.3%V鋼は再結晶 γ 域で加工されたものに比較して析出強化量の低下が認められた。これは未再結晶 γ 域での加工により歪誘起析出したV炭窒化物は、 α +パーライト組織の析出強化にはほとんど寄与しないために、析出強化量が低下したと推測される。しかし0%V鋼に対してはそれでもなおHV60程度析出強化しており、0.3%V鋼に添加されたVは歪誘起析出による γ 再結晶温度の上昇と α +パーライト組織の析出強化の二つの効果を両立させていると言える。

また α 体積分率が30%程度である0%V鋼1023K加工材と0.3%V鋼1273K加工材について微小硬さを測定した結果、 α 組織の硬さはそれぞれHV170およびHV230、パーライト組織の硬さはHV270およびHV350となっており、V添加により α 組織だけでなくパーライト組織も強化されていた。V添加によるパーライト組織の強化原因は、パーライトラメラ間隔がほとんど変化していないことから、 α 組織と同様にV炭窒化物の析出強化によるものと考えられる。Parsonsら²¹⁾は、共析鋼のパーライト組織がV炭窒化物により析出強化されることを明らかにしているが、 α +パーライト鋼においてもパーライト組織部分で同様の現象が生じていると推測される。

3.7 γ 未再結晶域制御圧延による機械的性質の変化

実機圧延工程において最終圧延温度を種々変化させて製造された0%V鋼および0.3%V鋼の直径100mm圧延鋼材のマイクロ組織と機械的性質を調べた。0%V鋼のマイクロ組織は1023 Kの圧延温度にても再結晶 γ 組織から変態した α +パーライト組織であったが、0.3%V鋼は1093K以下の圧延温度にて未再結晶 γ 組織となり微細な α +パーライト組織が得られた。Fig. 9に0%V鋼および0.3%V鋼の最終圧延温度の変化に対する機械的性質の変化を示す。特に1093K以下の未再結晶 γ 域で圧延された0.3%V鋼は0%V鋼に比べて、引張強さが150 N/mm²程度増加するにもかかわらず、同等の衝撃値が得られている。したがって0.3%V鋼による未再結晶 γ 域圧延は

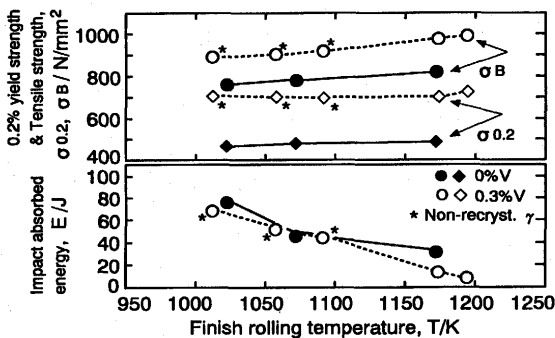


Fig. 9. Influence of finish rolling temperature on mechanical properties of 0.4%C-1.5%Mn steels and 0.4%C-1.5%Mn-0.3%V steels.

中炭素非調質鋼の強靱化に対して極めて有効な技術であると考えられる。

4. 考察

Fig. 10にCuddy¹¹⁾が求めた各種マイクロアロイ元素の加工前の γ 中の固溶量と γ 再結晶下限温度の関係を示すが、Vの γ 再結晶抑制効果はNb等他の合金元素に比べて小さいことが示されている。実験方法は異なるが、本研究で求めた各種V添加鋼の徐冷材の γ 再結晶下限温度をFig. 10に併せて示す。これによると0.15at%までは本実験結果はCuddyの結果と良く一致しているが、それ以上のV含有量において、Cuddyの結果は γ 再結晶下限温度の上昇が飽和傾向にあるのに対して、本実験結果は直線的に上昇しており、Vの γ 再結晶抑制効果に違いが見られる。この理由について以下に考察した。

マイクロアロイ元素による γ 再結晶抑制機構については以下のように考えられている。 γ 中で過飽和に固溶したマイクロアロイ元素は、加工前あるいは加工後再結晶したマトリックスに炭窒化物として静的に析出するが、そのKineticsは極めて遅い⁹⁾。従ってマイクロアロイ元素による γ 再結晶抑制効果は熱間加工直後の未再結晶 γ のマトリックスや粒界に歪誘起析出した炭窒化物による⁹⁾。またHansenら¹⁰⁾は歪誘起析出の駆動力としてマイクロアロイ元素の過飽和度を考え、過飽和度が所定の値となる加工温度にて歪誘起析出が生じ、 γ 再結晶が抑制されることを示している。そこで本研究では過飽和度として過飽和V量を用いて γ 再結晶下限温度との関係を調べた。過飽和V量は加熱状態(本実験においては1473K)での固溶V量と、各加工温度での固溶V量の差として計算により求めた。なお加熱状態から各加工温度までの冷却過程におけるV炭窒化物の析出は無視できると仮定した。またFe-V-C-N系鋼における固溶V量はLinら²²⁾の方法にて計算した。V炭窒化物(VC, VN)の溶解度積は成田ら²³⁾による式(3)および式(4)を用いた。

$$\log[\% V][\% C] = -5,440/T + 3.314 + (113/T - 0.080)(\% Mn) \dots \dots \dots (3)$$

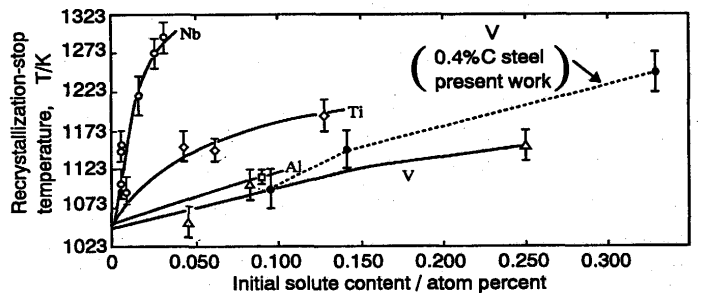


Fig. 10. Influences of initial solute contents of micro-alloy elements on recrystallization-stop temperature for 0.07%C-1.4%Mn steels¹¹⁾ and 0.4%C steels.

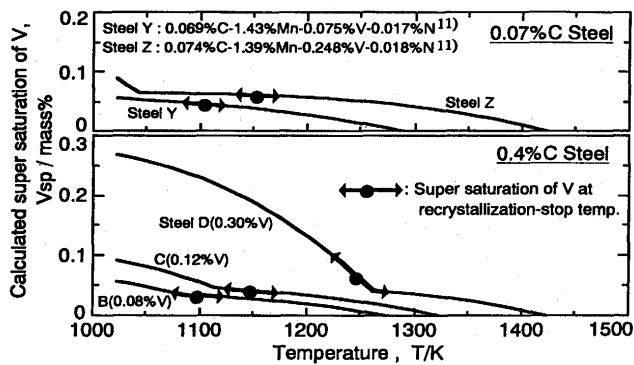


Fig. 11. Calculated super saturation of V for 0.4% C and 0.07% C steels contained various V contents in the case of 1473K soaking.

$$\log[\% V][\% N] = -8,700/T + 3.63 + (862/T - 0.509)(\% Mn) - (57/T - 0.0349)(\% Mn)^2 \quad (4)$$

Fig. 11に0.4%C鋼(本実験供試鋼)および0.07%C鋼(Cuddyの実験結果¹¹⁾より引用)における過飽和V量の計算結果を示す。0.4%C鋼においては温度の低下に従い、最初にVNが過飽和状態となり過飽和V量が増加していくが、ある温度からはVCも過飽和状態となるために過飽和V量が急増する。それに対して0.07%C鋼はVCが過飽和状態となる温度が1073K以下と低いため、過飽和V量はVNに対してのみとなり、0.4%C鋼に比べて、同程度のV含有量でも過飽和V量が少なくなる。またFig. 11に各鋼種のγ再結晶下限温度を合わせて示す。0.4%C鋼のγ再結晶下限温度における過飽和V量はおよそ0.05%程度であり、これは0.07%C鋼のγ再結晶下限温度における過飽和V量とほぼ同等である。したがって中炭素鋼においてVが大きなγ再結晶抑制効果を有するのは、低炭素鋼に比べてVCの固溶温度が高く、比較的高い加工温度においてもVの過飽和状態が得られるためと考えられる。

5. 結言

Vを0~0.3%添加した0.4%C炭素鋼を用いて加工熱処理における加工γ組織の再結晶挙動とそれら組織からの冷却にて得られるα+パーライト組織および機械的性質の変化を調べた。主な結果は以下の通りである。

(1) 0.4%C炭素鋼におけるVのγ再結晶抑制効果は、低炭素鋼におけるそれより大きく、0.3%V添加にてγ再結晶下限温度はV無添加材に比べて約200K上昇する。中炭素鋼におけるVのγ再結晶抑制効果が低炭素鋼より大きいのは、炭

素量の増加によりV炭化物の固溶温度が上昇するためと考えられる。

(2) 0.3%V鋼は未再結晶γ域加工(1223K以下)により、未再結晶γ粒の伸展とともに焼鈍双晶および変形帯が生成され、α生成に対する有効界面面積が著しく増加する。その結果、再結晶γ域加工組織に比べてα粒径およびパーライトサイズが微細化され、非常に微細なα+パーライト組織が得られる。

(3) 0.3%V鋼はγ再結晶下限温度が高いため、実機圧延工程においても未再結晶γ域圧延が可能であり、未再結晶γ域圧延された0.3%V鋼は、同一温度で圧延された0%V鋼(再結晶γ域圧延)に比べて、引張強さが150N/mm²程度向上するにもかかわらず同等の衝撃値が得られる。

終わりに臨み、本研究の遂行にあたり、種々の御指導をいただいた京都大学工学研究科教授牧正志氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) C.Frodl, A.Randak and K.Vetter: Härtereit Technische Mitteilungen, **29** (1974), 169.
- 2) H.Hashimoto, Y.Serino, Y.Aoyama and K.Hashimoto: SAE Technical Paper Series, **820125** (1982).
- 3) 丹羽祐久, 町田 功, 加藤哲男, 上原紀興, 田中良治: 電気製鋼, **53** (1982), 26.
- 4) 川上平次郎, 中村守文, 前田寿雄, 小新井治朗: 神戸製鋼技報, **35** (1985), 45.
- 5) 上原紀興, 磯川憲二, 田中良治: 電気製鋼, **51** (1980), 19.
- 6) 小新井治朗: 神戸製鋼技報, **34** (1984), 69.
- 7) 田中良治, 磯川憲二: 電気製鋼, **55** (1984), 110.
- 8) 野村一衛, 大木喬夫, 林 健次, 石川秀雄, 安田 茂, 前田千芳利: 材料とプロセス, **1** (1988), 1713.
- 9) 大内千秋: 鉄と鋼, **70** (1984), 2081.
- 10) S.S. Hansen, J.B.Vander Sande and M.Cohen: Metall. Trans., **11A** (1980), 387.
- 11) L.J.Cuddy: Thermomechanical Processings of Microalloyed Austenite, TMS-AIME, Warrendale, (1982), 129.
- 12) M.G.Akben and J.J.Jonas: Hsla Steels Technology & Applications, ASM, (1983), 149.
- 13) 大内千秋, 三瓶哲也, 小指軍夫: 鉄と鋼, **67** (1981), 143.
- 14) 梶 晴男, 町田正弘, 勝亦正昭: 鉄と鋼, **64** (1978), A215.
- 15) 稲垣裕輔: 鉄と鋼, **70** (1984), 114.
- 16) 国重和俊, 橋本 保, 行俊照夫: 鉄と鋼, **66** (1980), 63.
- 17) 井上 毅: 制御圧延技術の基礎とその展開, 鉄鋼基礎共同研究会, 高温変形部会, (1980), 102.
- 18) 高橋稔彦, 南雲道彦, 浅野敏之: 日本金属学会誌, **42** (1978), 708.
- 19) E.E.Underwood: Quantitative Microscopy, ed. by R.T. DeHoff and F. N. Rhines, McGraw-Hill Book Company, New York, (1968), 77.
- 20) S.A.Saltykov: Stereometric Metallograpy, 2nd ed., Metallurgizdat, Moscow, (1958), 446.
- 21) D.E.Parsons, T.F.Malis and J.D.Boyd: Conference Proceedings of International Conference on Technology and Applications of HSLA Steels, ASM, Philadelphia, (1983), 1129.
- 22) H.R.Lin and A.A.Hendrickson: Metall. Trans., **19A** (1988), 1471.
- 23) 成田貴一, 小山伸二, 石井輝雄: 鉄鋼基礎共同研究会, 微量元素部会V研究会共同報告書, III研究報告1, (1970).