

論 文

析出強化型熱延鋼板の高温強度に及ぼす巻取温度とMo添加の影響

弘 中 論* 洲 崎 恒 年** 松 元 孝***

Effects of Coiling Temperature and Mo addition on Strength at Elevated Temperatures in Precipitation Hardening Type Hot Rolled Steel Sheets

Satoshi Hironaka, Tsunetoshi Suzaki, Takashi Matsumoto

Synopsis:

The effects of coiling temperature and Mo addition on strength at room temperature and elevated temperature (450 and 600°C) were investigated in precipitation hardening type hot rolled steel sheet. The steels coiled at 500°C exhibit higher strength at elevated temperature, while the steels coiled at 600°C exhibit higher strength at room temperature. The steels coiled at 600°C exhibit higher strength at room temperature though microstructure is only ferrite, because fine carbides precipitate in the steels coiled at 600°C and amount of precipitation strengthening by the carbides is approximately 300MPa. Amount of strengthening by Mo addition at 600°C in the steels coiled at 500°C significantly increases in comparison to amount of strengthening at room temperature and 450°C. The enhanced strength at 600°C in the steels coiled at 500°C by Mo addition is attributed to precipitation strengthening due to fine carbides containing Mo which precipitate during hold at 600°C. In addition, suppression of dislocations recovery due to solute Mo contributes because the microstructure of steels coiled at 500°C is bainite containing high dislocation density.

1. 緒 言

Ti, Nbなどのマイクロアロイを微量含有する析出強化型熱延鋼板は、回復・再結晶の抑制による結晶粒の微細化、TiCやNbCなどによる析出強化により高強度化を図っている。マイクロアロイは熱間圧延工程において、固溶あるいは析出物として存在しており、その存在状態によって、回復・再結晶挙動や析出強化量に及ぼす影響が異なる。そのため、熱間圧延工程におけるマイクロアロイの析出挙動は、強度や加工性など、析出強化型熱延鋼板の特性を考える上で非常に重要な因子である。

現在、析出強化型熱延鋼板は、自動車をはじめとするさまざまな用途で用いられており、求められる特性も多岐にわたる。このため、熱間圧延工程でのマイクロアロイ

イによる回復・再結晶抑制のメカニズムや炭窒化物の析出挙動といった基礎的な研究¹⁻⁵⁾に加えて、自動車用途では、伸びフランジ性や疲労特性などの特性向上に関する応用研究^{6,7)}も数多く報告されている。

一方、用途によっては400~600°C程度の温度域における高い高温強度が求められる場合もある。例えば、建材用の耐火鋼では、600°C近傍の温度域における高温強度が重要な特性であり、高温強度の向上にはMo添加が有効である⁸⁻¹⁰⁾ことが報告されている。しかし、析出強化型熱延鋼板の高温強度に及ぼす鋼成分や熱延条件の影響について、熱間圧延工程および高温域でのマイクロアロイの析出挙動に着目し、詳細に検討した例はほとんどない。マイクロアロイの析出挙動は、種々の熱延条件に影響されるが、巻取温度はマイクロアロイの析出挙動とともに熱延板のマイクロ組織も変化させるため、高温強度に及ぼす影響が大きいと考えられる。

*技術研究所 鋼材研究部 鋼材第1研究チーム

**技術研究所 鋼材研究部 鋼材第1研究チーム 主任研究員 (現 技術研究所 鋼材研究部 鋼材第2研究チーム チームリーダー)

***技術研究所 鋼材研究部 鋼材第1研究チーム チームリーダー

本報では、析出強化型熱延鋼板の高温強度に及ぼす巻取温度とMo添加の影響について、マイクロアロイの析出挙動および熱延板のミクロ組織の観点から検討した結果を報告する。

2. 実験方法

供試材の化学成分をTable 1に示す。供試材には、炭素量が0.05%と比較的低く、マイクロアロイとしてTiを0.1%、Nbを0.04%含有するA鋼と、A鋼にMoを0.35%添加したB鋼の2種類を用いた。30kg真空溶解炉で溶製して得られた鋼塊を厚さ30mmまで熱間鍛造した後、

Table 1 Chemical compositions of steels used (mass%)

Steel	C	Si	Mn	Ti	Nb	Mo	N
A	0.053	0.60	1.92	0.099	0.04	-	0.0031
B	0.056	0.60	1.94	0.097	0.04	0.35	0.0025

1250℃で3.6ks保持し、仕上げ温度が880℃となる6パスの熱間圧延を施した。熱間圧延後、直ちに500および600℃で3.6ks保持後空冷する巻取相当処理を実施し、板厚4mmの熱延板を作製した。以降、巻取相当処理温度(以下、CTと記す)が500℃の熱延板をCT500℃材、CTが600℃の熱延板をCT600℃材と記述する。

ミクロ組織観察は、光学顕微鏡(以下、光顕と略記)および透過型電子顕微鏡(以下、TEMと記す)を用いて行った。光顕観察では、腐食液として2%ナイトル溶液を用いた。TEM用試料の作製は、析出物の観察にはカーボン蒸着膜による抽出レプリカ法、下部組織の観察

には10%過塩素酸-酢酸溶液を用いたツイングジェット研磨法にて実施した。

炭化物形成元素であるTi、NbおよびMoの状態分析は、電解抽出残渣分析法により行った。10%アセチルアセトン-1%塩化メチルアンモニウム-メタノール(10%AA系)溶液を用いて定電位で電解後、溶液を孔径0.05μmのフィルターでろ過した。得られた残渣を混酸で加熱分解し、誘導結合プラズマ発光分析装置(ICP)を用いて各元素の析出量を算出した。

転位密度の大小を評価するため、X線回折によりフェライトの(211)の半価幅を測定した。半価幅は $K\alpha_2$ 線を分離した $K\alpha_1$ 線の回折強度より算出した。

室温引張試験は、圧延方向に平行に採取したJIS 5号試験片を用い、クロスヘッド速度10mm/minで実施した。高温引張試験は、JIS G 0567に準じ、450および600℃の2水準で行った。試験温度450および600℃に加熱後、900s保持し、0.2%耐力まではクロスヘッド速度を0.25mm/min、その後は3mm/minとした。

3. 実験結果

3.1 室温および高温強度

Fig. 1に室温および高温における0.2%耐力を示す。A鋼、B鋼ともに、室温における0.2%耐力はCT600℃材の方が高いのに対し、450および600℃の高温における0.2%耐力はCT500℃材の方が高い。つまり、室温での高強度化にはCTを600℃、高温での高強度化にはCTを500℃にするのが有効であり、室温と高温では高強度化に有効なCTが異なる。なお、引張強度も0.2%耐力と同

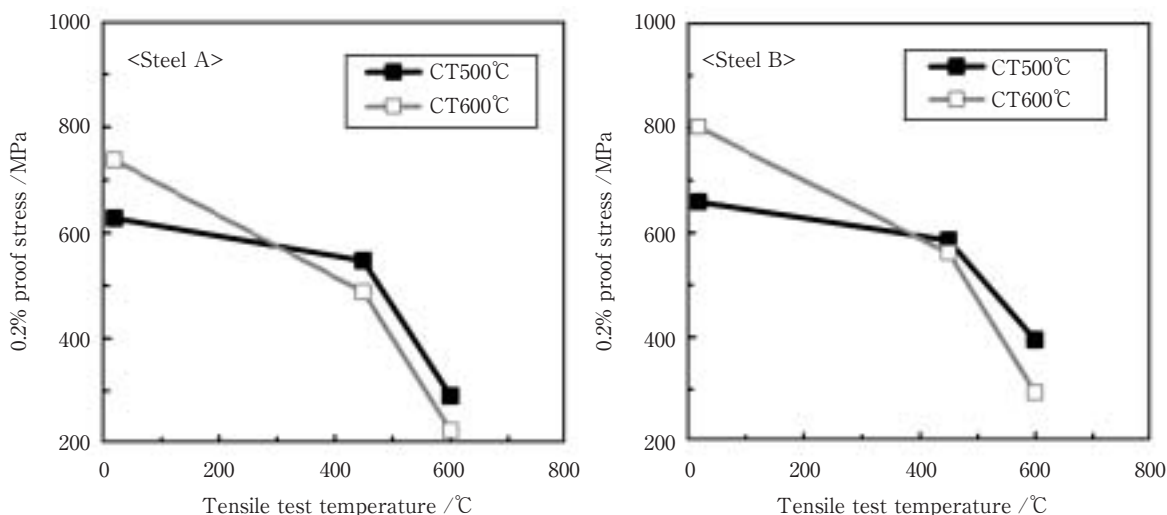


Fig. 1 Effect of tensile test temperature on 0.2% proof stress of Steel A and B.

様の傾向を示すことを確認している。

次に、室温および高温におけるMo添加による強化量を検討するため、B鋼とA鋼の0.2%耐力の差（以下、 $\Delta\sigma_{PS}$ と記す）をFig. 2に示す。CT500℃材、CT600℃材ともにいずれの試験温度においても、 $\Delta\sigma_{PS} > 0$ となり、Mo添加により0.2%耐力は増加する。ただし、CTによりその増加量は異なる。CT600℃材の場合、試験温度によらず、 $\Delta\sigma_{PS}$ は60~70MPaでほぼ一定の値を示す。一方、CT500℃材の場合、室温および450℃での $\Delta\sigma_{PS}$ は、CT600℃材の半分程度の約30MPaであるが、試験温度600℃での $\Delta\sigma_{PS}$ は、室温および450℃に比べ大幅に増加し、CT600℃材よりも大きくなる。

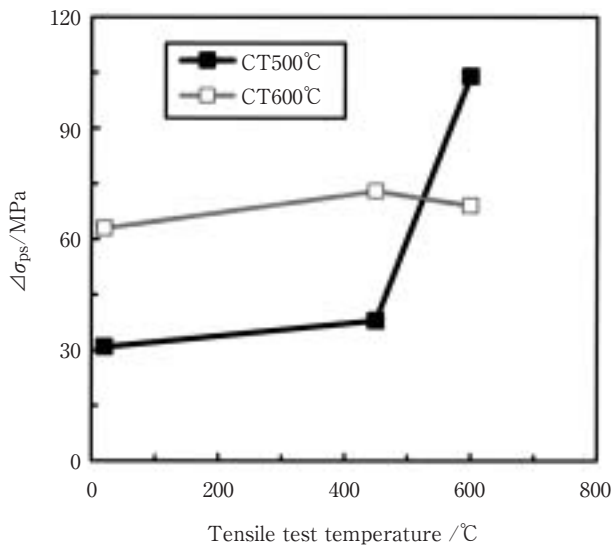


Fig. 2 Effect of tensile test temperature on $\Delta\sigma_{PS}$. ($\Delta\sigma_{PS}$ = 0.2% proof stress of Steel B - 0.2% proof stress of Steel A)

3.2 熱延板のマイクロ組織

Fig. 3にCT500℃材の光顕組織を示す。A鋼、B鋼ともにベイナイト組織を呈しており、光顕レベルでは組織に明瞭な違いは認められない。Fig. 4にCT500℃材のTEM組織を示す。下部組織は、A鋼ならびにB鋼とも転位密度が高いグラニューラ状のベイニティックフェライトであり、粒内および粒界にセメンタイトはほとんど認められない。また、第2相としてM-A (Martensite-Austenite constituent) が生成していることを確認しており、CT500℃材にて観察されるのはI型ベイナイト¹¹⁾であることがわかる。

Fig. 5にCT600℃材の光顕組織を示す。A鋼、B鋼ともにフェライト単相組織であり、パーライトやセメンタ

イトはほとんど認められない。切断法により両鋼種のフェライト粒径を測定した結果、A鋼は5.4 μm 、B鋼は6.0 μm であり、フェライト粒径はほぼ等しい。

以上、熱延板の強度およびマイクロ組織観察より、ベイナイト組織のCT500℃材はフェライト単相のCT600℃材に比べ、室温強度は低いものの、高温強度は高いことが明らかになった。マイクロアロイとしてNb、Moを含有する490MPa級熱延鋼板では、高転位密度を有するベイナイト組織の導入が、高温強度の向上に有効である⁹⁾ことが報告されている。本研究においても、成分や強度レベルは異なるものの、CTを500℃とし、熱延板の組織を転位密度の高いベイナイトにすることが高温強度の向上に有効である可能性が示唆された。

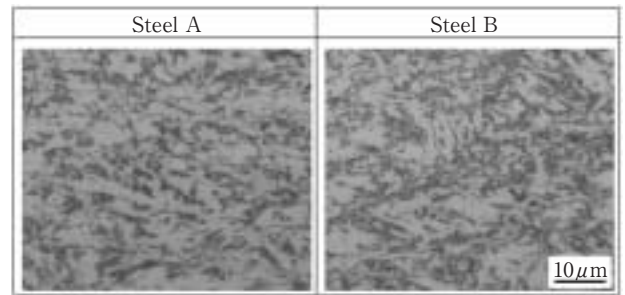


Fig. 3 Optical micrographs showing microstructures of Steel A and B coiled at 500°C.

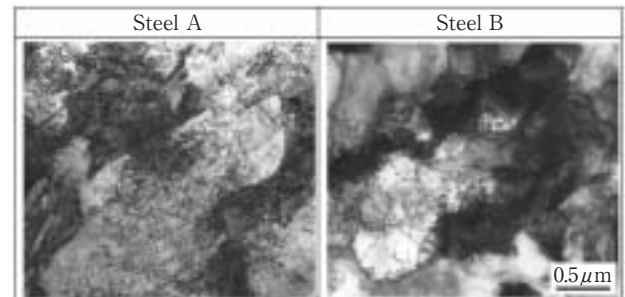


Fig. 4 TEM images showing microstructures of Steel A and B coiled at 500°C.

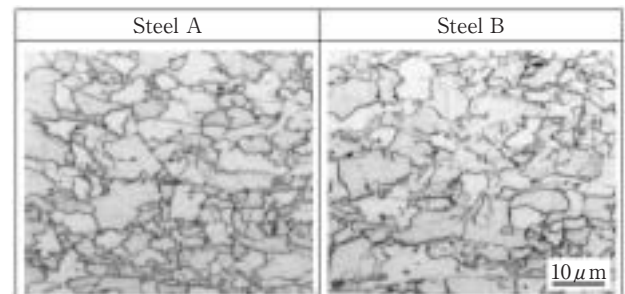


Fig. 5 Optical micrographs showing microstructures of Steel A and B coiled at 600°C.

3.3 熱延工程におけるマイクロアロイの析出挙動

析出強化型熱延鋼板の巻取後に存在するマイクロアロイの析出物は、①加熱終了時の未溶解析出物、②圧延中に析出する析出物、③圧延後の巻取中に析出する析出物に分類される。加熱時の未溶解析出物やオーステナイト域である圧延中に析出する析出物は、圧延後のフェライト域で析出する析出物に比べ粗大である^{12, 13)}ことが報告されている。析出強化量は、析出物の量および粒径に依存する¹⁴⁾ため、析出強化量を定量的に評価するには、熱間圧延の加熱、圧延および巻取の各工程において析出する析出物の量や粒径が重要となる。そこで、加熱および圧延直後、さらにはCTが500および600℃の巻取相当処理後におけるマイクロアロイの析出量ならびに析出物粒径を調査した。

Fig. 6 に加熱および仕上げ圧延直後に急冷したとき、さらにCT500℃材およびCT600℃材のTi, NbおよびMoの析出量を示す。加熱直後では、A鋼, B鋼ともに

NbおよびMo (B鋼のみ) はほぼ全量固溶しているが、Tiは0.02%程度析出している。溶解度積¹⁵⁾より、加熱直後に存在する析出物は未溶解のTi系炭窒化物と考えられる。仕上げ圧延直後では、A鋼, B鋼ともにすべての元素の析出量が加熱直後に比べ、わずかではあるが増加しており、圧延中にも析出していることがわかる。ただし、仕上げ圧延直後ではマイクロアロイの大部分は依然として固溶している。巻取相当処理後の析出量は、A鋼, B鋼ともにCTにより大きく異なる。CT500℃材では、すべての元素の析出量が仕上げ圧延直後と同じ程度であるのに対し、CT600℃材では、仕上げ圧延直後に比べ、すべての元素の析出量が大幅に増加する。CT600℃材の析出量は、A鋼ではTiが0.045%, Nbが0.02%, B鋼ではTiが0.05%, Nbが0.02%, Moが0.06%程度である。つまり、A鋼およびB鋼ともに、CT500℃材における析出物は、加熱時の未溶解炭窒化物および圧延中に析出した析出物のみであるが、CT600℃材ではそれらの析出物に加え、巻取相当処理中に析出した析

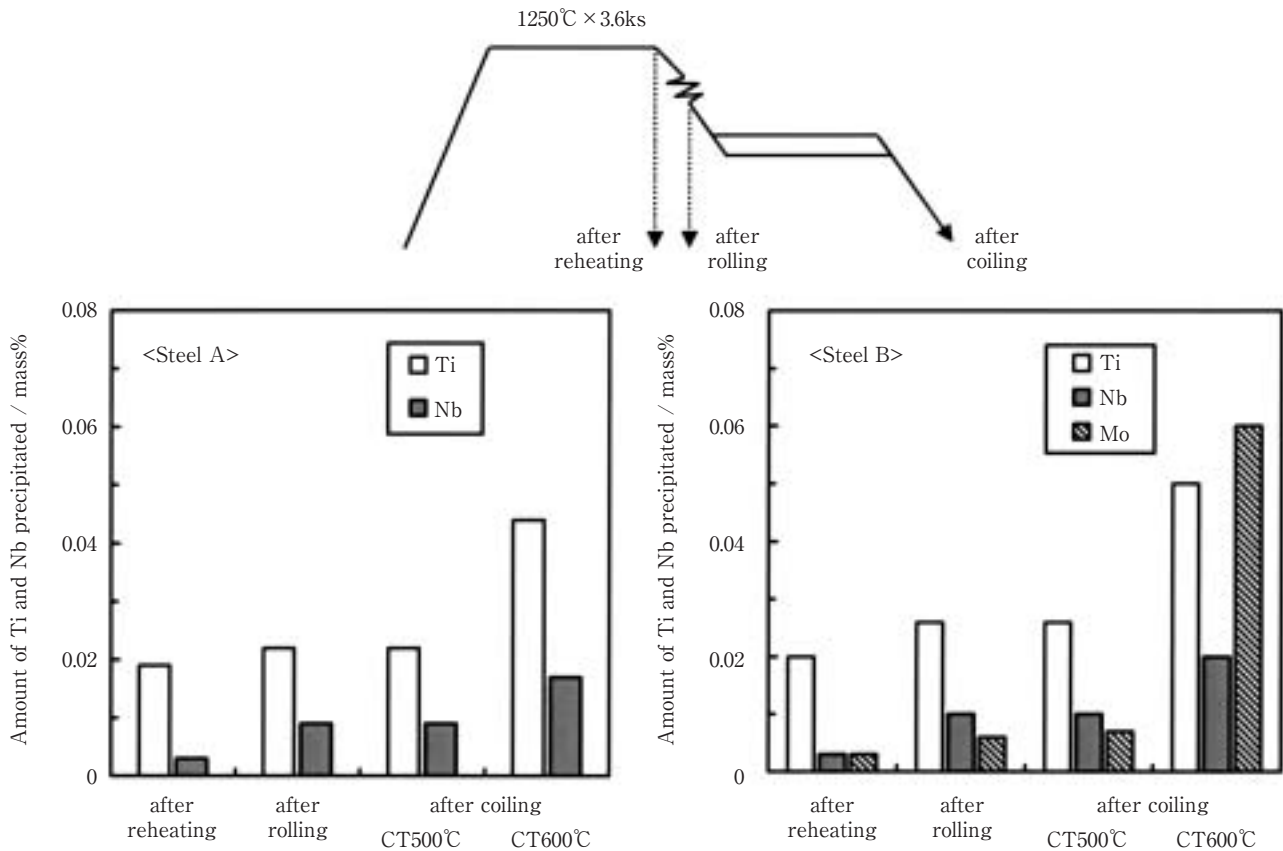


Fig. 6 Amount of Ti, Nb and Mo precipitated during hot rolling process in Steel A and B.

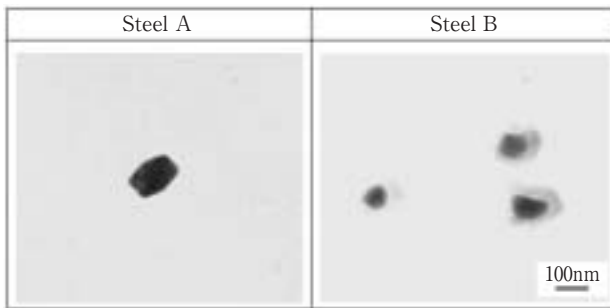


Fig. 7 TEM images showing carbon extracted precipitates of Steel A and B coiled at 500°C.

出物も存在する。

Fig. 7 にCT500°C材の析出物のTEM組織を示す。A鋼, B鋼とも粒径が100nm程度の比較的粗大な析出物が観察され, 10nm以下の微細な析出物はほとんど認められない。Fig. 8 にCT600°C材の析出物のTEM組織, 粒径分布とEDX分析結果を示す。CT600°C材では, CT500°C材にて認められる粗大な析出物に加え, A鋼, B鋼ともに直径が数nm程度の非常に微細な析出物が多数観察される。微細な析出物は, CT500°C材では認められないことから, 600°Cでの巻取相当処理中に析出したものと考えられる。TEM写真より, 100個以上の微

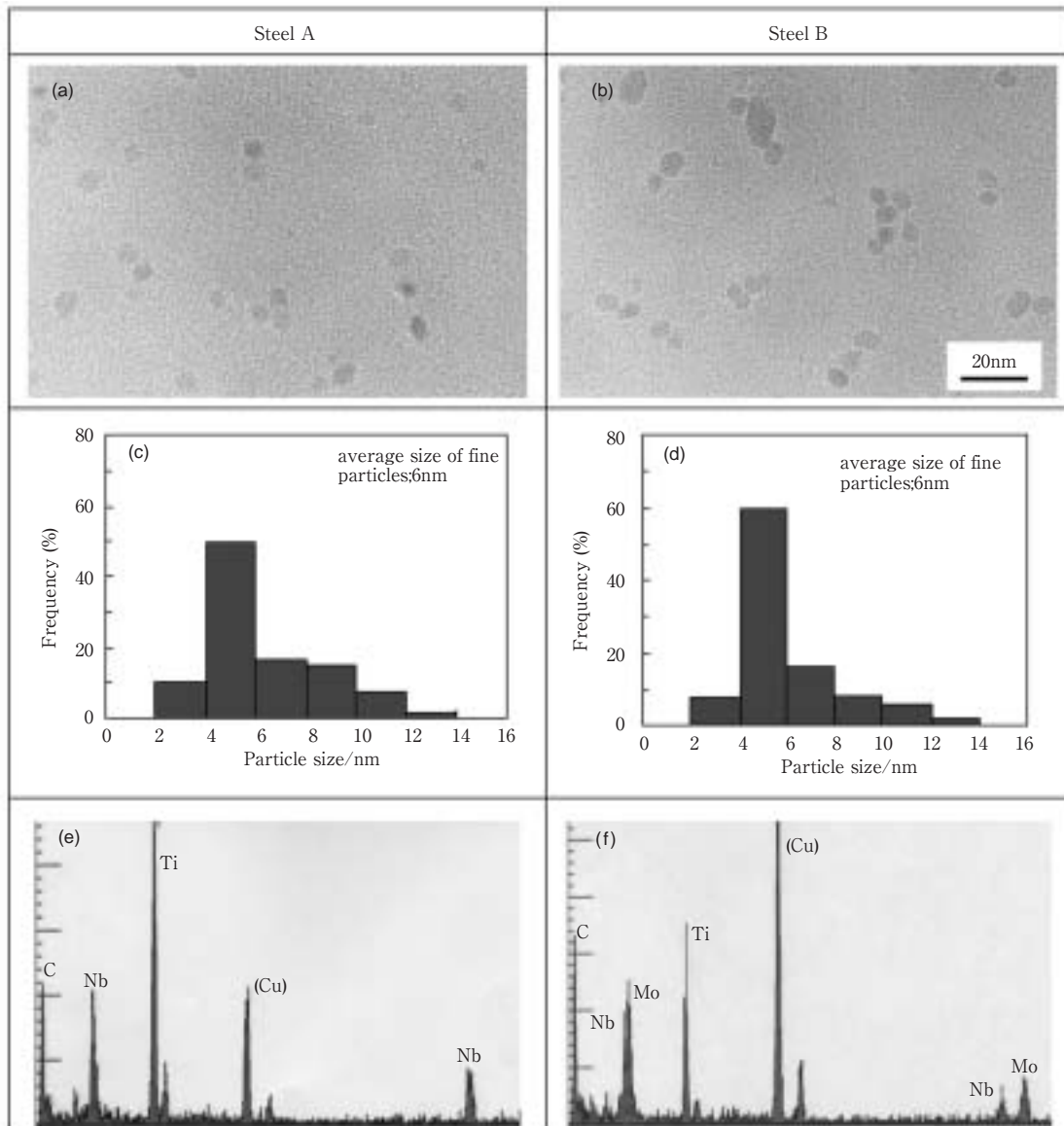


Fig. 8 Observations of carbon extracted precipitates in Steel A and B coiled at 600°C by means of TEM ; (a), (b) bright field image, (c), (d) histogram of size distribution, (e), (f) EDX analysis.

細な析出物について粒径を測定した結果、A鋼およびB鋼の析出物の粒径分布に大きな差はなく、平均粒径は両鋼ともに約6nmである。また、EDXによる組成分析より、A鋼の析出物はTi, Nbを含む炭化物、B鋼の析出物はTi, Nb, Moを含む炭化物であることがわかる。

なお、これら微細な析出物はフィルターの孔径より小さいため、残渣として捕捉できないことが懸念される。しかし、残渣中の析出物は凝集し、孔径より小さな析出物も捕捉されることを別途確認しており¹⁶⁾、本研究においても、微細な析出物の大部分は残渣中に含まれると考えられる。

以上、熱間圧延工程におけるマイクロアロイの析出挙動をまとめると、A鋼、B鋼ともに、CT500℃材における析出物は、加熱時の未溶解炭窒化物および圧延中に析出した析出物であり、その大きさは約100nmと比較的粗大である。一方、CT600℃材では、上述の粗大な析出物に加え、巻取相当処理中に析出する平均粒径6nmの微細な炭化物も多数存在する。

4. 考察

4.1 微細炭化物の室温における析出強化量

A鋼、B鋼ともにCT600℃材の組織がフェライト単相であるのに、室温において、ベイナイト組織であるCT500℃材よりも高強度となるのは、Fig. 8に示したCT600℃材のみに観察される微細な炭化物の析出強化量が非常に大きいためと考えられる。そこで、Orowan型モデルを用い、微細炭化物によるおおよその析出強化量の算出を試みた。

Fig. 9のように運動している転位が析出粒子によりピン止めされるとき析出強化量 ($\Delta\sigma$) は、次式で見積ることができる¹⁷⁾。

$$\Delta\sigma = (3.2Gbsin\theta) / \lambda \dots\dots\dots (1)$$

Gはフェライトの剛性率、bはバーガースベクトルの大きさであり、 λ は粒子の平均隙間間隔、 θ は転位が粒子をせん断して離れるときの臨界張出し角度である。

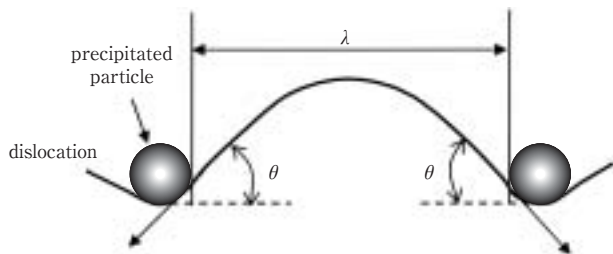


Fig. 9 Schematic illustration showing a dislocation bowing-out between precipitates.

Ti, Nbなどの合金元素を含む炭化物の場合、炭化物が非常に硬いため、室温での転位の張出し角は $\pi/2$ に達する。また、 λ は析出粒子の平均粒径と体積率より近似的に求まるので、(1)式は次式で示される¹⁷⁾。

$$\Delta\sigma = (3.2Gb) / \{ (0.9f^{-1/2} - 0.8) d \} \dots\dots\dots (2)$$

G(室温では80GPa)、b(0.25nm)は定数なので、析出強化量は、析出物の平均粒径(d)が小さくかつ体積率(f)が大きいほど増加する。

析出物の平均粒径は、TEM写真より測定が可能であり、A鋼、B鋼ともに6nmである。一方、炭化物の体積率は炭化物の組成、密度が既知であれば、各元素の析出量より求めることができる。しかし、A鋼、B鋼で観察された複合炭化物の組成や密度を正確に求めるのは困難である。そこで、計算を簡略化するため、炭化物をTiCと仮定し、A鋼の室温における析出強化量を求めることにした。

Fig.10に(2)式より求めたA鋼の微細炭化物の室温における析出強化量をTiの析出量の関数として示す。微細な炭化物は前述したように、巻取相当処理中に析出すると考えられるので、CT600℃材の析出量から仕上げ圧延直後の析出量を引いた値が、微細炭化物として存在する析出量である。Fig. 6より、A鋼において微細な炭化物として存在するTiの析出量は0.023%となるので、Orowan型モデルにより見積られる析出強化量は、約290MPaとなる。

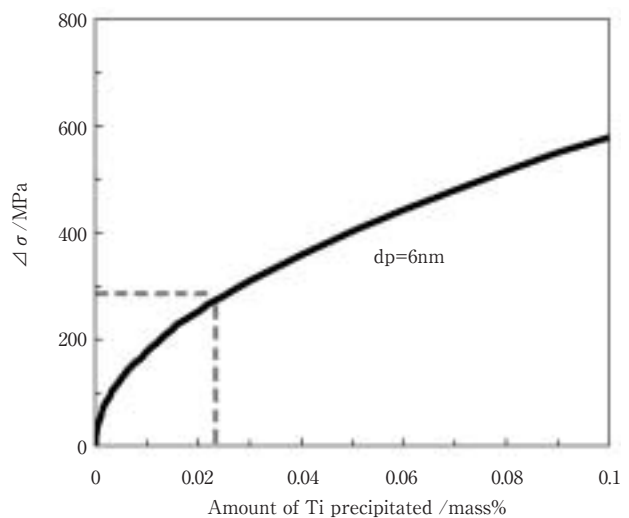


Fig.10 Relationship between amount of Ti precipitated and increment of flow stress due to precipitation of carbide particles.

続いて、(2)式より算出した析出強化量の妥当性を検討するため、実測したYS(735MPa)と下記に示す式¹⁸⁾より求まる析出物の存在しないフェライトの強度との差

を析出強化量とし、両者を比較することにした。

$$YS \text{ (MPa)} = 15.4 (3.5 + 2.1[\%Mn] + 5.4[\%Si] + 23[\%N] + 1.13d^{-1/2}) \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $[\%Mn]$, $[\%Si]$, $[\%N]$ はMn, Si, Nの固溶量 (mass%), d はフェライト粒径 (mm) である。計算にあたっては、溶解度積からNはすべてTi系の析出物として析出していると考えられるので、Nの固溶量は0%とした。また、A鋼のフェライト粒径は前述したように $5.4\mu\text{m}$ である。(3)式より求まる析出物の存在しないフェライトの強度は415MPaとなり、実測したYSとの差は約320MPaである。

(3)式より求まる析出強化量は、Orowan型モデルにより求まる析出強化量 (290MPa) と同程度であり、Orowan型モデルによる析出強化量の見積もりはほぼ妥当であると考えられる。すなわち、CT600℃材がフェライト単相であるのに室温で高強度となるのは、微細な炭化物による析出強化量が約300MPaにも達するためと推察される。

4.2 高温におけるMoの析出挙動と強化量

Fig. 2 に示したように、室温および450℃ではCT600℃材の方が $\Delta\sigma_{PS}$ が大きいのにに対し、600℃ではCT500℃材の $\Delta\sigma_{PS}$ が室温および450℃に比べ大幅に増加し、CT600℃材よりも大きくなる。室温において、CT600℃材がCT500℃材より $\Delta\sigma_{PS}$ が大きいのは、Fig. 6 に示したように、CT600℃材では熱延板の状態でもMoの一部が析出し、Mo添加によって微細析出物の量が増加するためと考えられる。高温においても室温と同様に、Moの析出量は $\Delta\sigma_{PS}$ に影響するが、高温では新たにMoが析出

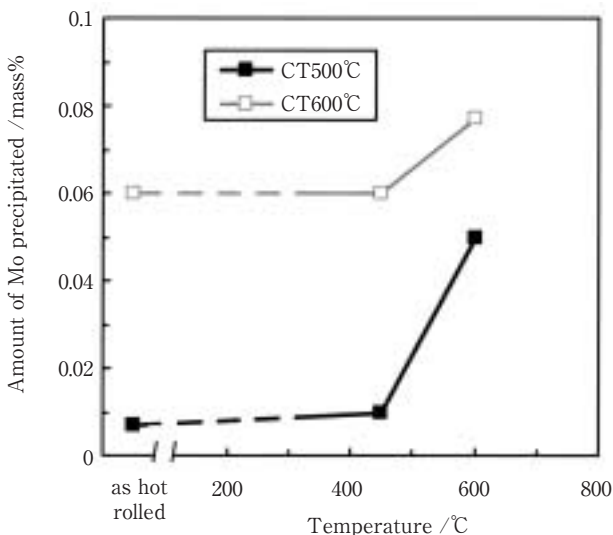


Fig. 11 Effect of tensile test temperature on amount of Mo precipitated.

し、室温よりも析出量が増加する可能性がある。そこで、高温引張試験温度におけるMoの析出挙動を調査し、600℃においてCT500℃材の $\Delta\sigma_{PS}$ が大幅に増加した要因を検討する。

Fig. 11に熱延板を450および600℃で900s焼鈍後急冷したとき、すなわち高温での引張試験直前のMoの析出量を示す。図中には、比較として熱延板の値も併記する。試験温度450℃では、CT500℃材およびCT600℃材ともに、Moの析出量は熱延板とほとんど変わらない。一方、試験温度600℃になると、CT500℃材は0.05%、CT600℃材は0.08%にMoの析出量はそれぞれ増加する。ただし、試験温度600℃において増加するMoの析出量

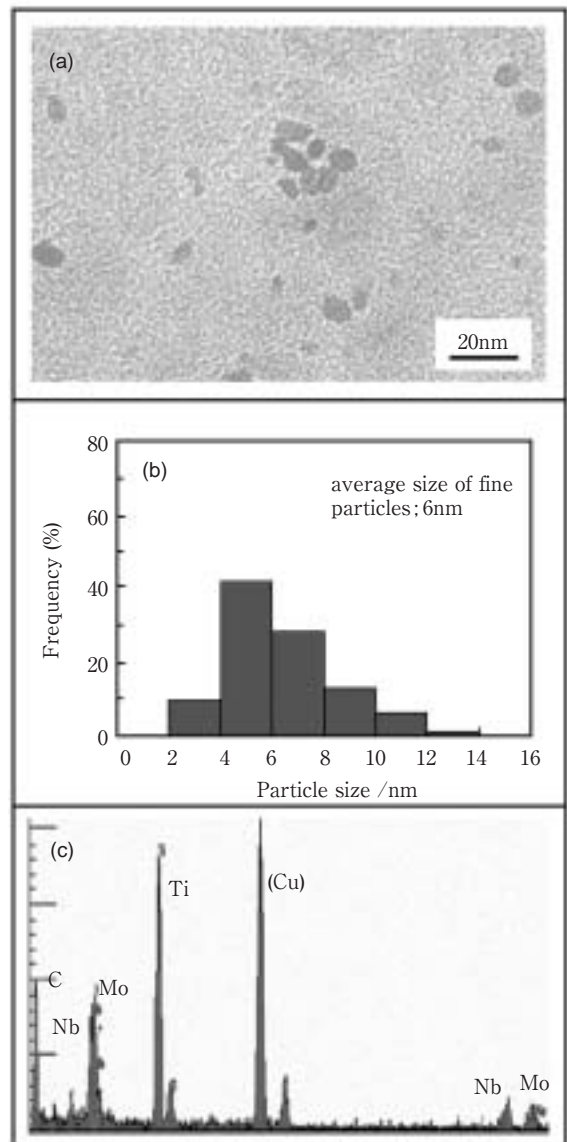


Fig. 12 Observations of carbon extracted precipitates just before tensile test at 600℃ of Steel B coiled at 500℃ by means of TEM; (a) bright field image, (b) histogram of size distribution, (c) EDX analysis.

を比較すると、CT500℃材の方がCT600℃材よりも多い。これは、CT500℃材の方が熱延板での固溶Mo量が多いことに加え、組織が転位密度の高いベイナイトであり、析出物の核生成サイトがCT600℃材よりも多いため¹⁹⁾と考えられる。なお、TiおよびNbの析出量もMoと同様に、450℃では熱延板とほぼ同じであるが、600℃ではCT500℃材、CT600℃材ともに熱延板に比べ増加すること、その増加量はCT500℃材の方が多ことを確認している。

Fig.12に600℃での高温引張試験直前におけるB鋼のCT500℃材での析出物のTEM組織、粒径分布とEDX分析結果を示す。粒径が数nm程度の微細な析出物が多数観察される。これら微細な析出物は、熱延板の状態では存在しておらず、試験温度600℃での保持中に新たに析出したものである。粒径分布は、Fig. 8 に示したCT600℃材にて観察される析出物とほぼ同様の傾向を示し、平均粒径も6nmと等しい。EDX分析より、微細な析出物は、Ti, Nb, Moを含む炭化物であり、各元素の強度比もCT600℃材の析出物とほぼ等しいことがわか

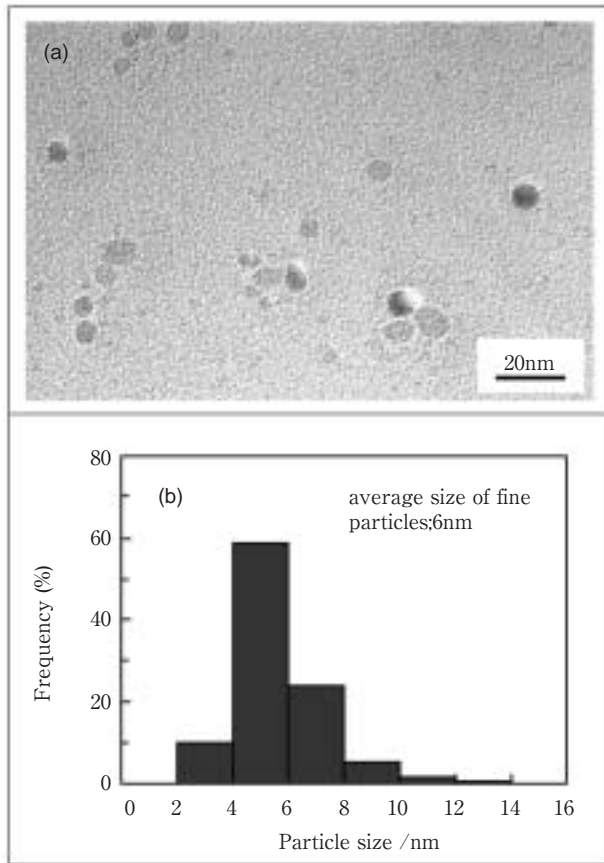


Fig.13 Observations of carbon extracted precipitates just before tensile test at 600℃ of Steel B coiled at 600℃ by means of TEM ; (a) bright field image, (b) histogram of size distribution.

る。なお、CT600℃材の600℃での高温引張試験直前における析出物の粒径は、Fig.13に示すように、熱延板と比べほとんど変化していない。

高温におけるMoの析出挙動を調査した結果、試験温度600℃において、CT500℃材の $\Delta\sigma_{PS}$ が大幅に増加するのは、600℃での保持中にMoが微細な炭化物として析出することが主な原因と考えられる。ただし、Fig.11に示したように、試験温度600℃におけるMoの析出量は、CT600℃材の方がCT500℃材より多い。また、両者の炭化物の平均粒径は6nmとほぼ等しい。このため、600℃における析出強化量のみを比較すると、CT600℃材の方が大きいと考えられる。つまり、Moの析出量の増加だけではCT500℃材の600℃における $\Delta\sigma_{PS}$ がCT600℃材よりも大きくなることを説明できない。

高温強度に及ぼすMoの影響として、母材組織の転位密度が高い場合は、析出強化に加えて固溶Moによる転位の回復抑制も強化に寄与する¹⁰⁾ことが報告されている。本研究においても、CT500℃材の組織は転位密度の高いベイナイトである。そこで、高温におけるCT500℃材の転位の回復挙動を評価するため、X線回折により半価幅を測定した。Fig.14にCT500℃材を450および600℃で900s焼鈍したときの(211)の半価幅を示す。図中には、比較として熱延板の値も併記する。A鋼、B鋼ともに高温ほど半価幅は低下しており、高温において転位の回復が進行していることがうかがえる。ただし、Moを含有するB鋼の方が高温における半価幅の低下の度合いは小さいことから、Mo添加により高温における転位の回復が抑制されたことが示唆される。

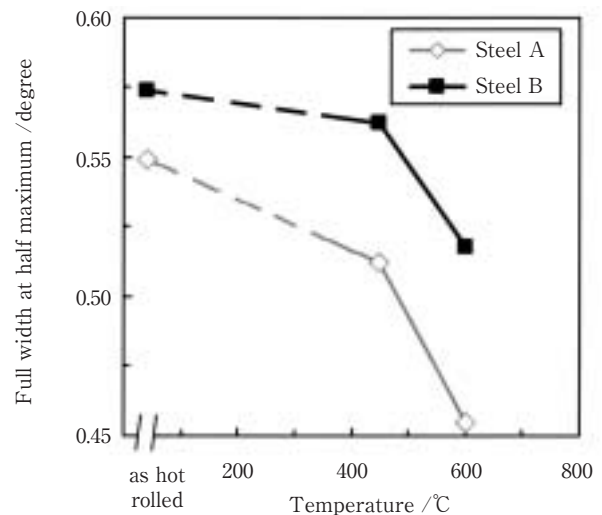


Fig.14 Effect of tensile test temperature on full width at half maximum of samples coiled at 500℃.

以上の結果より、試験温度600℃において、CT500℃材の $\Delta\sigma_{PS}$ が大幅に増加するのは、600℃保持中にMoが微細な炭化物として析出することに加えて、CT500℃材の組織が転位密度の高いベイナイトであり、固溶Moや微細炭化物による転位の回復抑制効果も働くためと推察される。

5. 結 言

析出強化型熱延鋼板の高温強度に及ぼす巻取温度およびMo添加の影響について、マイクロアロイの析出挙動や熱延板のミクロ組織の観点から検討を行った結果、以下の結論を得た。

- (1) Mo添加によらず、室温ではCT600℃材の方が強度が高く、高温では逆にCT500℃材の方が高強度となる。
- (2) Mo添加による強化量($\Delta\sigma_{PS}$)は、室温および450℃ではCT600℃材の方が大きいですが、試験温度600℃ではCT500℃材の $\Delta\sigma_{PS}$ が大幅に増加し、CT600℃材よりも大きくなる。
- (3) CT500℃材における析出物は、加熱時の未溶解炭窒化物および圧延中に析出した析出物で、その大きさは約100nmと比較的粗大であるのに対し、CT600℃材では粗大な析出物に加え、巻取相当処理中に析出する平均粒径6nmの微細な炭化物も多数存在する。
- (4) CT600℃材では微細な炭化物による室温での析出強化量が約300MPaと非常に大きいため、フェライト単相であるにもかかわらず室温で高強度が得られる。
- (5) 試験温度600℃において、CT500℃材の $\Delta\sigma_{PS}$ が大幅に増加するのは、600℃保持中にMoが微細な炭化物として析出することに加えて、CT500℃材の組織が転位密度の高いベイナイトであり、固溶Moや微細炭化物による転位の回復抑制効果も働くためと考えられる。

参考文献

- 1) S. S.Hansen, J.B. Vander Sande and M. Cohen : Met. Trans., 11A (1980), 597.
- 2) J.Jizaimaru and Y. Takahashi : *Tetu-to-Hagané*, 68 (1982), 1333.
- 3) K.Kunishige, N.Nagao, T.Matsuoka and S.Hamamatsu : *Tetu-to-Hagané*, 71 (1985), 1140.
- 4) 東田幸四郎 : 第104・105回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, 東京 (1985), 59.
- 5) I.Kozasu, C.Ouchi, T.Sampey and T.Ohkita : Micro Alloying 75, ed. by M.Korchynsky, (1975), 100.

- 6) M.Morita, N.Kurosawa, S.Masui, T.Kato, T.Higasino and N.Aoyagi : *CAMP-ISIJ*, 5 (1992), 1863.
- 7) H.Tanabe, K.Anai, M.Yamazaki and T.Kiyomoto : *Materia Japan*, 38 (1999), 345.
- 8) T.Fujita, Y.Higo, T.Tanaka, S.Hamanaka and K.Fukumura : *Nisshin Steel Tech. Rep.*, 74 (1996), 37.
- 9) R.Chijiiwa, H.Tamehiro, Y.Yoshida, K.Funato, R.Uemori and Y.Horii : *Nippon Steel Tech. Rep.*, 348 (1993), 55.
- 10) Y.Mizutani, K.Ishibashi, K.Yoshii, Y.Watanabe, R.Chijiiwa and Y.Yoshida : *Nippon Steel Tech.Rep.*, 380 (2004), 38.
- 11) Y.Ohmori, T.Ohtani and T.Kunitake : *Tetu-to-Hagané*, 57 (1971), 1690.
- 12) S.Nomura, N.Komatsubara and K.Kunishige : *Tetu-to-Hagané*, 79 (1993), 83.
- 13) K.Yamada, M.Niikura : *Tetu-to-Hagané*, 81 (1995), 197.
- 14) 木村宏 : 材料強度の考え方, アグネ技術センター, 東京, (1998), 336.
- 15) K.Narita : *Trans.ISIJ*, 15 (1975), 147.
- 16) T.Ichioka, Y.Sukenobu, Y.Kurakake, M.Aoki and Y.Higo : *Nisshin Steel Tech. Rep.*, 79 (1999), 18.
- 17) 高木節雄 : 鉄鋼の析出制御メタラジー最前線, 日本鉄鋼協会, 東京, (2001), 69.
- 18) F.B.Pickering : *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science Publishing Ltd., London, (1978), 63.
- 19) W.B.Lee, S.G.Hong, C.G.Park, and S.H.Park : *Metall. Trans.*, 33A (2002), 1689.