

# ベイナイト型高強度鍛造用鋼の成分設計

高田 啓督\*

Alloy Designing of High Strength Bainite Steels for Hot Forging

Hiromasa TAKADA

**Synopsis** : Effects of alloying elements on microstructure and mechanical properties in conventional microalloyed bainite forging steels were examined. Regression equations of carbon equivalent  $C_{eq}$  and  $B_s$  temperature for reheated and continuously cooled bainite steel were obtained. Coefficients of  $C_{eq}$  equation and  $B_s$  equation were well correlated. When steels were strengthened to the same extent by alloying elements, microstructures became fine especially by alloying of Cr, Mn, and Mo. Tempering at 473K improved the impact value. It is assumed that tempering at 473K promoted precipitation of supersaturated carbon in bainitic ferrite. Tempering at 573K decreased retained austenite and improved the 0.2% proof stress.

**Key words** : alloying element; bainite;  $B_s$  equation; carbon equivalent for tensile strength; forgings; medium carbon steel.

## 1. 緒言

熱間鍛造後、調整冷却することにより、従来の焼入れ-焼戻し品と同等の強度を得ることのできる、いわゆる熱間鍛造用非調質鋼は、1970年代に開発されて以来<sup>1)</sup>、自動車部品、産業機械へ適用されている<sup>2-6)</sup>。調質処理を省略することを目的としたこれらの鋼は、鍛造品の組織からフェライト・パーライト型、ベイナイト型、マルテンサイト型に分類される。

初期の非調質鋼は、V炭窒化物で析出強化したフェライト・パーライト鋼であり、組織が粗大なため韌性に劣っていたが、80年代以降の日本において、組織の微細化による高韌性化が精力的に研究され、近年は自動車用の足廻り部品に適用されている。

韌性の指標として衝撃値をとると、非調質鋼の衝撃値は一般に炭化物が少量かつ微細であるほど高く、低炭素マルテンサイト型は非調質鋼の中でもっとも強靱である。しかし、低炭素マルテンサイト型は高合金であること、焼入れ歪みが発生すること、設備コストがかかるなどの理由から、その使用量はいまだに少ない。

ベイナイト鋼は、鍛造空冷ままで使用でき、高強度化も容易であることから、使用量が増加しつつあり、今後の高強度鋼として期待される<sup>7,8)</sup>。ベイナイトは恒温変態組織として知られているが、熱間鍛造品として用いる場合は熱間鍛造後、連続冷却して使用せざるを得ない。連続冷却して得られたベイナイト非調質品は、ベイナイト主体の組織ではあるが、上部ベイナイト、下部ベイナイトに加えてフェライト、マルテンサイト、オーステナイトが混在する

場合がある。これら混在組織は、ベイナイトの機械的性質に大きな影響を及ぼす。特に残留 $\gamma$ は降伏強さを低下させる要因である<sup>9)</sup>。

工業的に望まれるベイナイト型非調質鋼は、高周波焼入れが可能な中炭素以上 ( $C > 0.3 \text{ mass\%}$ ) の低合金組成であって、熱間鍛造-空冷ままで使用できることが望ましい。一方、実際に実用化されているベイナイト非調質鋼は、フェライト・パーライト非調質鋼の組成を基に Mn や Mo の含有量を増やしたものが多いが、それが最適かどうか検証されているとは言い難い。

本研究では、中炭素ベイナイト非調質鋼における成分設計の基礎検討として、連続冷却したベイナイト鋼の組織と引張強さに及ぼす合金元素の影響、および高韌性化に有効とされる焼戻しの影響について報告する。

## 2. 実験方法

Table 1 に示した基本成分鋼、および Table 2 に示した成分範囲の 54 水準、合計 55 水準の鋼を 10 kg 真空溶解にて溶

Table 1. Chemical composition of base steel (mass%).

C	Si	Mn	S	Cr	V	Al	Ti	N
0.24	0.3	1.9	0.05	0.45	0.135	0.03	0.001	0.012

Table 2. Chemical composition of steels (mass%).

C	Si	Mn	S	Cr	V	Al	Ti	N
0.11-0.4	0.31-1.26	0.50-2.52	0.05	0.20-1.96	0.05-0.25	0.03	0-0.017	0.012

平成 14 年 1 月 4 日受付 平成 14 年 6 月 10 日受理 (Received on Jan. 4, 2002; Accepted on June 10, 2002)

\* 新日本製鐵 (株) 室蘭技術研究部 (Murooran R&D Lab., Nippon Steel Corp., 12 Nakamachi Murooran 050-8550)

Table 3. Chemical composition of 1.0mass% Cr steel (mass%).

C	Si	Mn	S	Cr	V	Pb	Ca	N
0.24	0.51	1.78	0.06	1	0.135	0.112	0.0013	0.0112

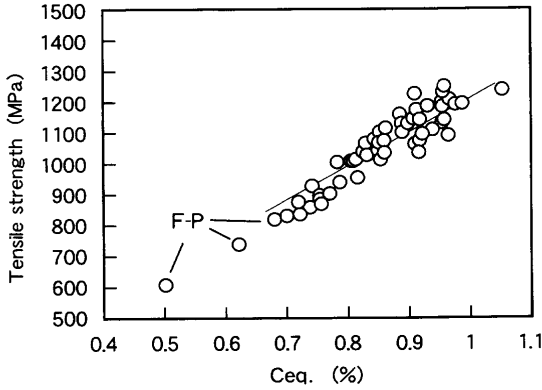


Fig. 1. Relation between carbon equivalent and tensile strength for bainite steels.

製し、鍛造で直径 32 mm の棒鋼に成形したものを素材とした。熱間鍛造とその後の空冷を再現するため、成形した棒鋼を 1473K に 600 s 加熱後、金網上で空冷した。空冷後、平行部直径 9 mm 長さ 70 mm の引張試験片、JIS3 号シャルピー衝撃試験片、マイクロ組織観察用試験片を採取して各試験に供した。また、各試料からフォーマスター用試験片を採取し、1473K 180 s 加熱後、1.0K/s で冷却した場合のベイナイト変態開始温度を測定した。

さらに、組織と機械的性質に及ぼす焼戻しの影響を調べるため、Table 3 の成分の棒鋼を 1473K 600 s 加熱後放冷し、放冷後の棒鋼の一部を 473K から 873K で 3600 s の焼戻しを行った。

焼戻し後は、引張試験、シャルピー衝撃試験、残留  $\gamma$  量測定、マイクロ組織観察を行った。

### 3. 試験結果と考察

#### 3.1 連続冷却したベイナイト鋼の引張強さに及ぼす合金元素の影響

熱鍛非調質状態での引張強さの予測は、非調質鋼開発の基本であるので、試験した 55 水準中、ベイナイトが主体の組織となった 51 水準について、引張強さを独立変数とし、合金量を従属変数として重回帰計算を行った。その結果、炭素当量  $C_{eq}$  と引張強さ  $\sigma_B$  は、式 (1) および (2) のように求められた。炭素当量と引張強さの関係を Fig. 1 に示した。なお、供試材の降伏比  $\sigma_{0.2}/\sigma_B$  ( $\sigma_{0.2}$ : 0.2% 耐力) は、0.63 から 0.67 であった。

$$C_{eq.}(\%) = C + (1/10)\%Si + 2/11(\%Mn) + 1/5(\%Cr) + 1/3(\%V) + 1/6(\%Mo)^{1/2} \dots\dots\dots(1)$$

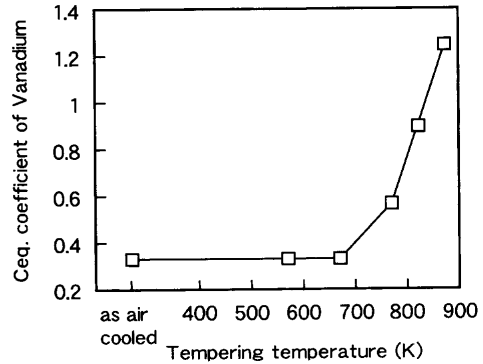


Fig. 2. Effect of tempering temperature on the vanadium's coefficient of carbon equivalent.

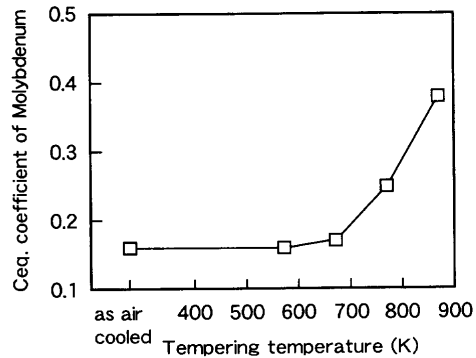


Fig. 3. Effect of tempering temperature on the molybdenum's coefficient of carbon equivalent.

$$\sigma_B(\text{MPa}) = 1046 C_{eq.} + 150 \quad (R^2 = 0.85) \dots\dots\dots(2)$$

フェライト・パーライト鋼における V, Mo の炭素当量係数は、V が 1~3/2, Mo が 1/2 程度であることと比較すると、式 (1) における V と Mo の炭素当量係数がかなり小さいことが分かる。これはベイナイト鋼においては V, Mo の一部しか析出しないことを示唆している。鋼中に固溶状態の V, Mo があることを確認するため、加熱放冷後、焼戻しした場合の V, Mo の炭素当量係数を求めた (Fig. 2, 3)。V, Mo とともに 773K 以上の焼戻しで炭素当量係数が大きくなっており、固溶 V, Mo が析出して鋼を強化したことを示していると考えられる。

次に、フォーマスターにて 1473K 加熱後、1.0K/s の速度で冷却した場合のベイナイト変態開始温度を測定した。ベイナイト変態開始温度  $B_s$  は、重回帰により式 (3) のように表された。ベイナイト変態開始温度に関する回帰式としては Steven and Haynes の式などがあるが<sup>10-12)</sup>、(3) 式の C の係数は Steven and Haynes の式と比較して C の係数が大きくなっている。本実験では、試料 51 水準中 47 水準の C 量が 0.19 から 0.30 mass% の狭い範囲にあるため、C の係数に関しては精度が低くなったものと考えられる。

$$B_s(\text{K}) = 1336 - 1446(\%C) - 36.5(\%Si) - 62.3(\%Mn) - 47.8(\%Cr) - 160(\%V) - 77.5(\%Mo) \dots\dots\dots(3)$$

ベイナイト鋼の引張強さと硬さは、 $B_s$  点温度と相関があることが知られている<sup>13,14</sup>。よって、 $B_s$  点温度は炭素当量式との相関が大きいと考えられる。C以外の各合金元素について、炭素当量式(1)の係数と $B_s$ 点の回帰式(3)の係数の関係をFig. 4に示した。Fig. 4より、炭素当量の各合金元素の係数は、 $B_s$  温度の係数とほぼ比例関係にあることが確認された。

Fig. 5に、基本鋼ならびに基本鋼成分に一種類の合金元素だけを増加した場合の組織変化を比較した。引張強さは基本鋼が869MPa、C、Mn、Cr、Moを増加した鋼で1014~1075MPa、Vを増加した鋼で939MPaである。 $B_s$  点の低下は、組織の微細化をもたらすものと予想されたが、合金元素の添加でほぼ同等の強化をした場合、Mn、Cr、Moは組織を微細化するのに対し、CやVは、ほとんど組織が微細化しないことが分かる。

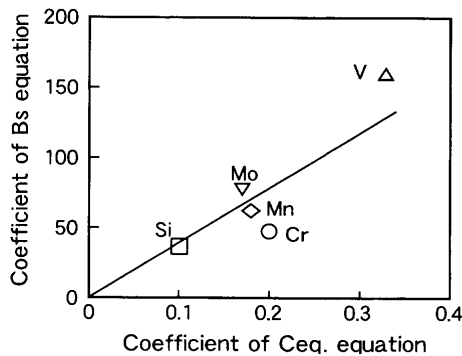


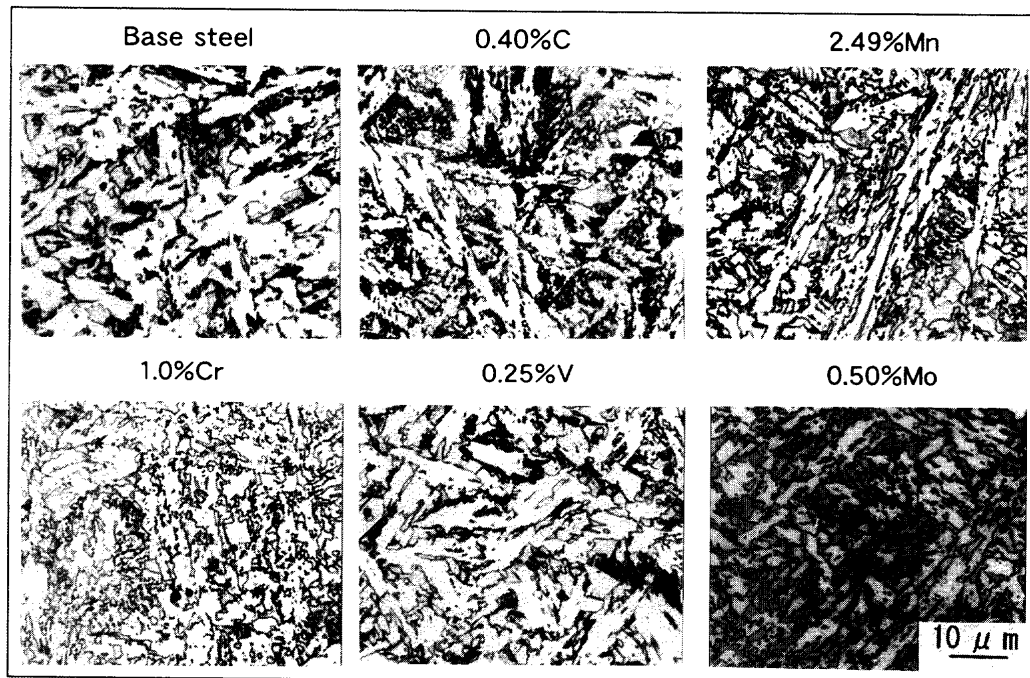
Fig. 4. Relation between the coefficient of  $C_{eq.}$  and the coefficient of  $B_s$  temperature for various alloying elements.

以上より、実用的なベイナイト非調質鋼においては、合金元素の炭素当量係数と $B_s$  点係数の相関は高いものの、組織形態は炭素当量係数あるいは $B_s$  点係数とは相関関係がないことが分かった。

Mn、Cr、Moがベイナイト組織を効果的に微細化する理由としては、これら合金元素が、Solute Drag-like Effect (SDLE) を高めるためと推察される<sup>15,16</sup>。Mn、Cr、MoはSDLEを高め、恒温変態時のベイナイト成長速度を著しく低減することを考えると、これら合金元素は $B_s$  点を低下させる作用に加えて、ベイナイト成長速度を遅くする効果の作用により、連続冷却において変態温度域を低温側に移動させるため、組織が微細化するものと考えられる。

### 3.2 焼戻し後の組織と機械的性質

ベイナイト鋼の衝撃値には、ラス間隔や炭化物サイズが重要な影響因子であることが報告されており<sup>17,18</sup>、Fig. 5において、Cr添加が効果的に炭化物の平均間隔を小さくしていることから、Crの利用が衝撃値の向上に効果的である可能性がある。また、残留 $\gamma$ やマルテンサイトが混在したベイナイト鋼の強靱化には、焼戻しが有効な手段であることから、Table 3に示した1.0mass%のCrを含有する鋼を用いて、組織と機械的性質に及ぼす焼戻しの影響を調べた。焼戻し後のマイクロ組織をFig. 6に、残留 $\gamma$ 量をFig. 7に示した。炭化物は473K焼戻しで増加しており、炭素の拡散が早くなる473K以上で過飽和炭素が析出したものと考えられる。573K以上では焼戻し温度の上昇とともに炭化物が粗大化し、973K焼戻しでは一部固溶、再析出している。また、残留 $\gamma$ は573Kで低減している。



Composition of base steel: 0.24%C-0.3%Si-1.9%Mn-0.45%Cr-0.14%V

Fig. 5. Microstructure of various steels which were reheated at 1473K and air cooled.

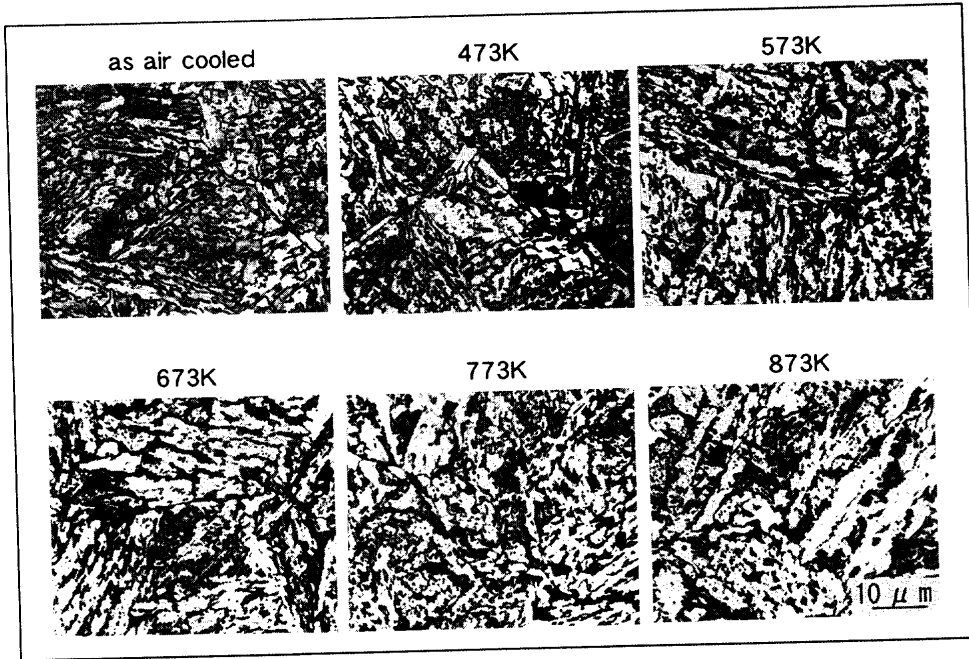


Fig. 6. Microstructural change of 1.0 mass% Cr steel with tempering temperature.

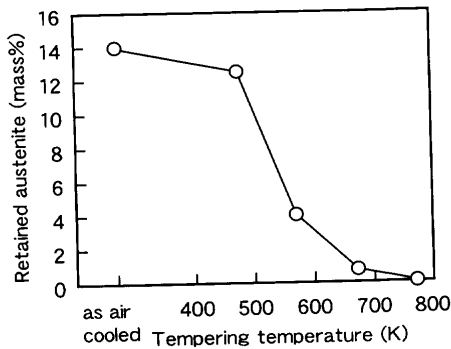


Fig. 7. Change in amount of retained austenite with tempering temperature for 1.0 mass% Cr steels.

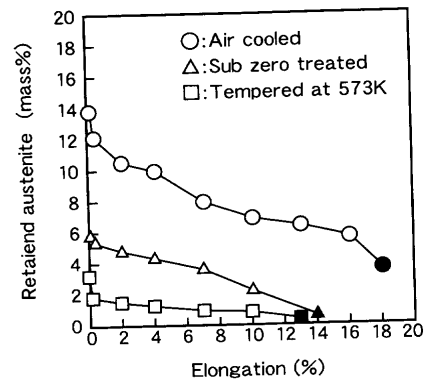


Fig. 9. Decrease in retained austenite with tensile strain for 1.0 mass% Cr steel.

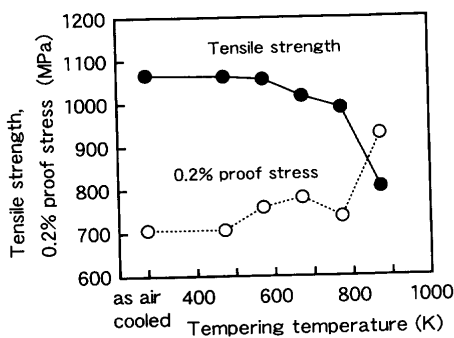


Fig. 8. Change in tensile strength and 0.2% proof stress with tempering temperature for 1.0 mass% Cr steel.

引張強さと 0.2% 耐力に及ぼす焼戻しの影響を Fig. 8 に示した。引張強さは焼戻し温度の上昇とともに低下するが、0.2% 耐力は 573~673K の焼戻しで向上する。この温度域における耐力が向上する主な原因として、過飽和炭素の析出と残留  $\gamma$  の分解が考えられる。573K 以上の焼戻しによ

る耐力の向上は、主に残留  $\gamma$  量の低減によるものと考えられる。

そこで、耐力に及ぼす残留  $\gamma$  の影響を評価するため、同じ Table 3 の鋼を加熱放冷した後、一部を 573K で焼戻し、残りを液体窒素中でサブゼロ処理した。サブゼロ処理は、炭化物大きさが変化すること、および、固溶炭素が析出することを抑制しつつ、残留  $\gamma$  の影響を評価することを目的とした。引張試験中の残留  $\gamma$  量の変化を Fig. 9 に示した。残留  $\gamma$  量は、板状引張試験片 (平行部断面  $5 \times 10$  mm, 平行部長さ 70 mm) の平行部 5 箇所 の平均として求めた。Table 4 には、加熱放冷状態、573K 焼戻し後、サブゼロ後の引張試験結果を示した。Fig. 9 と Table 4 より、残留  $\gamma$  量は伸びの増加とともに低下すること、破断時の耐力と絞り値は初期残留  $\gamma$  量が少ないほど大きく、伸びは小さくなる事が分かる。すなわち、軟質な残留  $\gamma$  が耐力を低下させ、引張りによる変形中に残留  $\gamma$  が歪誘起変態していると考え

Table 4. Tensile Properties of 1.0 mass% Cr steel.

Heat treatment	$\gamma_R$ (%)	$\sigma_B$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	El. (%)	R.A.* (%)
As air cooled	14	1070	659	18	28
Tempered at 573K	4	1050	782	11	42
Sub zero (L.N <sub>2</sub> )	6	1085	747	14	37

\* Reduction of area

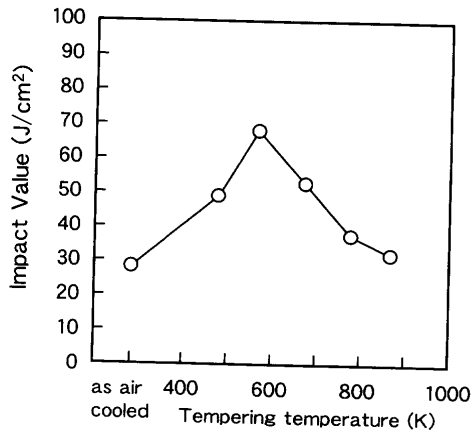


Fig. 10. Effect of tempering on the impact value of 1.0 mass% Cr steel.

られる。この傾向は、573K 焼戻し材、および、サブゼロ処理材ともに同じであることから、過飽和炭素の多少に関わらず、耐力の支配因子は残留  $\gamma$  と考えられる。

Fig.10 に衝撃値に及ぼす焼戻しの影響を示した。衝撃値は、473~673K 焼戻しで向上している。473K 焼戻しでは残留  $\gamma$  量の低下がほとんどないことから、衝撃値向上は、主に過飽和炭素の析出による延性向上が原因と推定される。残留  $\gamma$  量が低下する 573~673K 焼戻しでの衝撃値のさらなる向上は、残留  $\gamma$  量の低下による延性向上と考えられる。773~873K の焼戻し後は、引張強さが低下するものの、炭化物が成長して組織が粗大化する結果、衝撃値が低下したと考えられる。

#### 4. 結言

実用的な組成のベイナイト非調質鋼において、組織と機械的性質に及ぼす合金元素と焼戻しの影響を検討した。その結果、

(1) ベイナイト鋼の引張強さに関する炭素当量式を求

めた。各合金元素における炭素当量係数と  $B_s$  点係数は相関関係がある。

(2) Cr, Mn, Mo は、連続冷却したベイナイト鋼の組織を効率的に微細化する。これら合金元素は  $B_s$  点を低下させるだけでなく、SDLEを引き起こして組織を微細化するものと考えられる。

(3) 1.0 mass% Cr 添加鋼を用いて、0.2%耐力に及ぼす焼戻しの影響を調べた。その結果、加熱放冷後、573K以上の焼戻しで0.2%耐力が向上した。

(4) さらに、1.0 mass% Cr 鋼の加熱放冷材、加熱放冷-573K 焼戻し材、加熱放冷-サブゼロ処理材を用いて、0.2%耐力に及ぼす炭化物と残留  $\gamma$  の影響について検討した結果、0.2%耐力は主に残留  $\gamma$  量に支配されていることが明らかとなった。

(5) また、1.0 mass% Cr 鋼の衝撃値は加熱放冷後、473K 焼戻しで最も高くなった。473K の焼戻しで過飽和炭素が析出することにより延性が向上したのと考えられる。

#### 文 献

- 1) D.Frodli, A.Randak and K.Vetter: *Härtl.-Tech. Mitt.*, **29** (1974), 169.
- 2) H.Takada, T.Ochi, H.Ishikawa, S.Yasuda and C.Maeda: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **32** (1993), 429.
- 3) H.Takada and Y.Koyasu: *Shinnittetsu Giho*, **354** (1994), 6.
- 4) T.Ochi, H.Takada, M.Kubota, H.Kaisawa and K.Naito: *Nippon Steel Tech. Rep.*, **80** (1999), 9.
- 5) S.Hashimoto: *J. Soc. Autom. Eng. Jpn.*, **54** (2000), 39.
- 6) Y.Igarashi: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **41** (2000), 1007.
- 7) K.Inoue and S.Nakamura: *Denki Seiko*, **69** (1999), 27.
- 8) H.Takada and Y.Koyasu: *CAMP-ISIJ*, **5** (1992), 1902.
- 9) H.Takada and Y.Koyasu: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 785.
- 10) W.Steven and A.J.Haynes: *J. Iron Steel Inst.*, **183** (1956), 349.
- 11) T.Kunitake: *Materia Jpn.*, **36** (1997), 603.
- 12) T.Kunitake: *Netsu Shori*, **40** (2000), 180.
- 13) K.J.Irvine and F.B.Pickering: *J. Iron Steel Inst.*, **187** (1957), 292.
- 14) H.K.D.H.Bhadeshia: *Bainite in Steels*, The Institute of Materials, London, (1992), 298.
- 15) W.T.Reynolds, Jr., H.I.Aaronson and G.Spanos: *Mater. Trans., JIM*, **32** (1991), 737.
- 16) M.Enomoto and H.Tsubakino: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **28** (1989), 732.
- 17) M.J.Roberts: *Metall. Trans.*, **1** (1970), 3287.
- 18) S.Matsuda, Y.Inoue, H.Mimura and Y.Okamura: *Symp. of Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Development Company, Tokyo*, (1971), 45.
- 19) M.Watanabe, K.Minoguchi, H.Ueno and T.Fukuzumi: *Mitsubishi Steel Tech. Rev.*, **33** (1999), 1.