

微細混合組織鋼の高温引張特性

岩渕 義孝* ・ 小林 勲*

Elevated-Temperature Tensile Properties of Micro-Duplex Structural Steel

Yoshitaka IWABUCHI Isao KOBAYASHI

Abstract - 13Cr-4Ni soft martensitic stainless steels have micro-duplex structure consisted of tempered martensite and reverted austenite. Possibility of super plasticity of micro-duplex structural steel was studied in view of extra fine grain super plasticity and transformation induced plasticity. There is little effect of fine grain on super plasticity, since strain rate sensitivity exponent is smaller than 0.2. A little possibility of transformation-induced plasticity was expected when the steels having austenite phase were worked at the temperature just above M_s temperature.

Key word : micro-duplex structure, reverted austenite, super plasticity, transformation induced plasticity, strain rate sensitivity

1. 緒言

13Cr-4Ni 鋼に代表されるソフトマルテンサイトステンレス鋼は焼入れ・焼戻しの熱処理を施されて用いられる。また、 A_{C1} 変態点以下の温度で生成する微細なオーステナイトはNiを多量に含み、さらにC, Nなどを吸収し安定で、焼戻しマルテンサイト+オーステナイトの微細混合組織を呈する。このような逆変態オーステナイトの役割については、優れた低温靱性や焼戻し脆性の抑制効果が報告されている。

一方、微細結晶粒を有する金属材料において、超塑性^{1)~3)}の発現が認められており、また超塑性現象はオーステナイトステンレス鋼を、 M_d 点以下の温度にて応力を加えることによって、変態誘起塑性としても生じることが報告⁴⁾⁵⁾されている。したがって、焼戻しマルテンサイトとオーステナイトの微細混合組織鋼では、これらの微細結晶粒超塑性ならびに変態超塑性の発現が期待される。

そこで本研究では、微細混合組織を有する13Cr-4Ni 鋼を用いて、試験温度および歪み速度を変化因子に高温引張特性を調べ、超塑性現象の可能性について試験した。

2. 実験方法

供試材はソフトマルテンサイト系ステンレス鋼である13Cr-4Ni 鋼で、砂型に鑄造後現行の熱処理(1308 K x 36 ks + 1223 K x 36 ks + 883 K x 36 ks)が実施され

*釧路高専機械工学科

Table 1 Chemical composition of the steel (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.04	0.38	0.80	0.022	0.006	3.90	11.86	0.42

試験に供された。Table 1 に化学成分を示す。これより直径 6mm、標点間距離 20mm の短軸丸棒試験片を作製し、インストロン型引張試験機(オートグラフ AG-250kNE)を用いて、現行熱処理の状態および、948 K または 1123 K 再加熱後に、77~1223 K の試験温度で、歪み速度を $2 \times 10^{-4} \sim 2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の範囲で引張試験を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 微細混合組織鋼におけるオーステナイト

焼入れ・焼戻した試料を各温度に加熱冷却後に測定された残留オーステナイトを Fig. 1 に示す。本鋼の A_{C1} および A_{C3} はそれぞれ 800 K, 1100 K であるから、850K までの逆変態オーステナイトの安定性が高いことがわかる。また、各温度に焼戻した試験片の降伏強さを併せて示したが、オーステナイトの比率に関係なく加熱温度とともに低下している。

これより、降伏強さは微細混合組織におけるオーステナイト量には依存せず、マルテンサイトの焼戻し軟化程度のみに一義的に決定されるものと推測される⁶⁾。

逆変態オーステナイトの安定化については、Ni が中心的な役割をしているものと推測される。加熱

とともに Ni 濃度の高い逆変態オーステナイトが生成すると、Ms 点が低くマルテンサイト変態せずに残留オーステナイトとなり、さらに加熱温度が高くなると、濃度分配が生じ、平均組成に近づくため Ms が高くなり、フレッシュマルテンサイトを生じるものと考えられる⁷⁾。

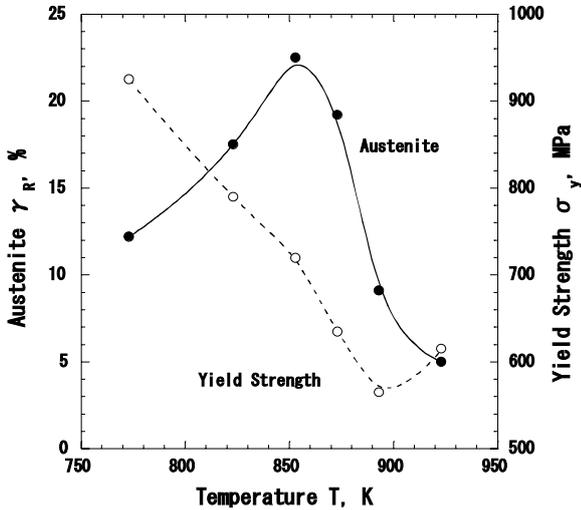


Fig.1 Change of austenite and yield strength after quench and temper with tempering temperature

3.2 比例試験片の伸び

焼入れ・焼戻し試料について、常温から 923K までの試験温度において、標点間距離の異なる 2 種類の比例試験片を用いて、引張試験を行った。引張強さおよび伸びと試験温度の関係を Fig. 2 に示す。

本試験では超塑性現象の発現を期待して、加熱用電気炉の均熱帯を勘案し、標点間距離が 20 mm の短軸試験片を用いて試験した。通常の高温引張試験では 10mm 直径、50mm 標点間距離の試験片が用いられるから、ここでは両者の比較について推算する。

引張試験片の形状はオリバーの(1)式に基づく標点距離 ($l_0 = 5.62\sqrt{A}$) が推奨されているから、10mm 直径試験片の場合、標点間距離は 50mm となる。

$$\epsilon = \alpha (\sqrt{A/l})^n \dots\dots\dots (1)$$

したがって、20mm 標点間距離試験片の伸び ϵ_{20} は(2)式で与えられ、50mm 試験片の伸び ϵ_{50} の 1.18 倍と推算される。

$$\epsilon_{20} = 2 \epsilon_{50} (\sqrt{A/l})^{0.4} = 1.18 \epsilon_{50} \dots\dots\dots (2)$$

Fig. 3 は両者の関係を図示したものである。

3.3 引張性質における歪み速度感受性

超塑性は材料のマイクロ組織と、変形速度および温度の兼ね合いで決まる一種の力学的平衡状態が、速度論的に継続する際に発現する現象で、大きな延性

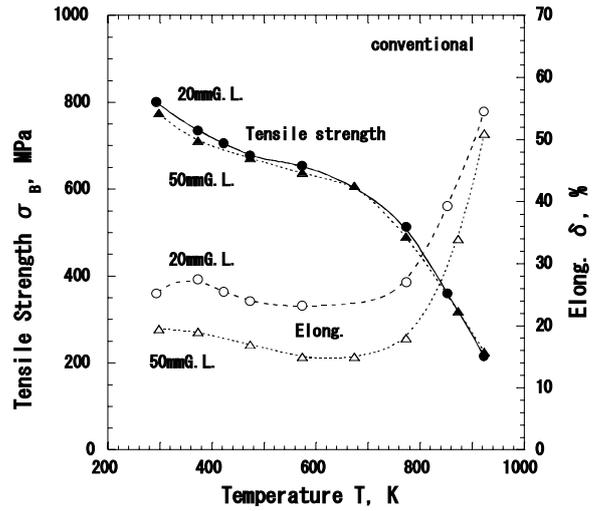


Fig.2 Tensile strength and elongation at each testing temperature for the specimens with 20mm G.L. and 50mm G.L.

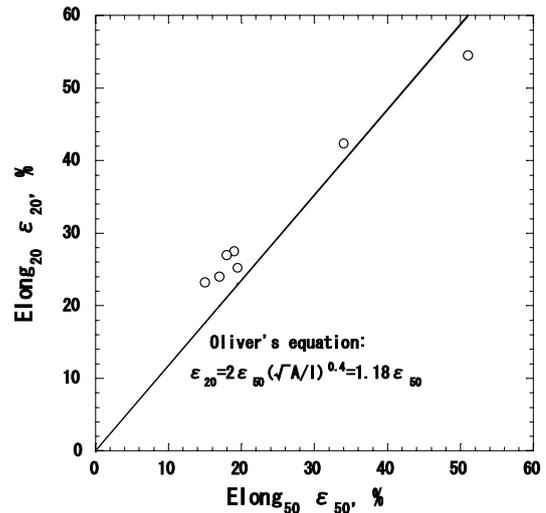


Fig.3 Comparison in elongation of 50mm G.L. and 20mm G.L. specimens

と低い変形流動応力、小さな加工硬化能と大きな歪み速度感受性などが代表的特徴である。超塑性変形の構成方程式(3)より、変形速度はマイクロ組織が微細なほど大きくなる。

$$\dot{\epsilon} = K (b/d)^p (\sigma/G)^n D_0 \exp(-Q/RT) \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}$; 変形速度, K ; 定数, b ; バーガースベクトル, d ; 結晶粒径, p ; 結晶粒径指数(2~3), σ ; 流動応力, n ; 応力指数($n=1/m$, m ; 歪み速度感受性指数), $D_0 \exp(-Q/RT)$; 拡散係数, Q ; 活性化エネルギー, R ; ガス定数 T ; 温度である。

マイクロ組織の一般的特徴は微細均一な再結晶組織であり、超塑性特性は変形応力の歪み速度依存性が

高いことと、それに起因した大きな延性で特徴づけられる。変形応力(σ)と歪み速度($\dot{\epsilon}$)には(4)式の関係が認められる。

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \dots \dots \dots (4)$$

超塑性では変形応力の歪み速度感受性指数 m は一般に 0.3 以上の値をとるとされており、通常の金属の塑性変形では $m < 0.2$ であり、くびれを生じて破断する。

各試験温度における引張強さと伸びを、歪み速度との関係で Fig. 4 と 5 に示す。いずれの試験温度においても、歪み速度が遅くなるに従い、伸びは大きくなる傾向が認められ、試験温度では ($\alpha + \gamma$) 二相領域である 923K が最も大きい伸びが得られた。しかしながら、歪み速度感受性指数は 923K の場合で

も 0.01 と小さく、通常金属の塑性変形挙動であると判断される。

これより、フィルム状の逆変態オーステナイトとラス状の焼戻しマルテンサイトで構成される微細混合組織は、良好な超塑性を示す結晶粒径ならびに粒界すべりを起こす粒界構造の条件を満たすものではないと考えられる。

3.4 変態誘起塑性性と試験温度

通常の焼入れ・焼戻しの熱処理を施した試料の、各試験温度における引張強さと伸びを Fig. 6 に示す。また、これらの試料を ($\alpha + \gamma$) 二相領域である 948K に再加熱後冷却途中の各試験温度で引張試験を行い、得られた引張強さと伸びを Fig. 7 に示す。再加熱温度をさらに高温である A_{c3} 直上の 1123K として、オーステナイト相状態から冷却途中で試験し

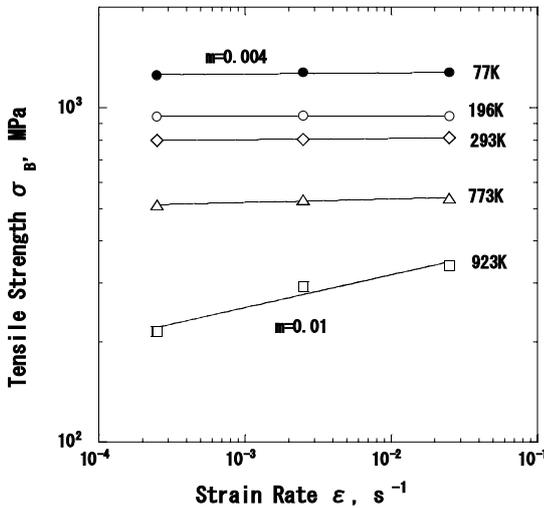


Fig.4 Change of tensile strength at each testing temperature with strain rate

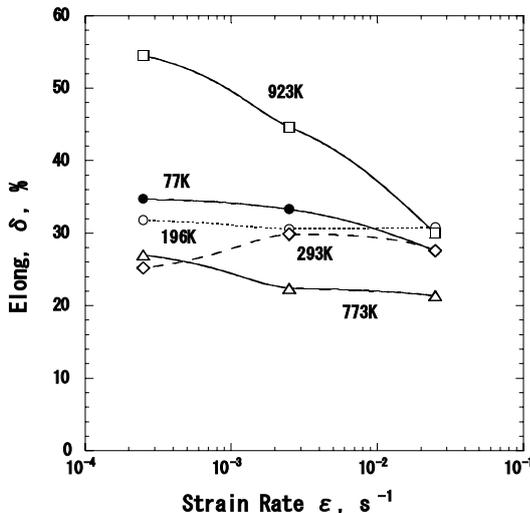


Fig.5 Change of elongation at each testing temperature with strain rate

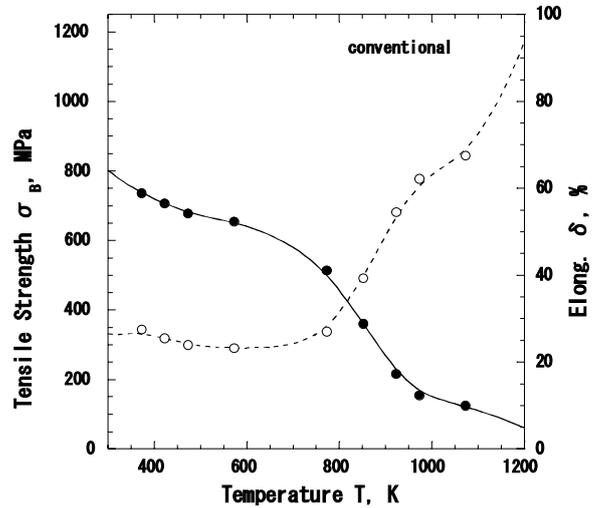


Fig.6 Tensile strength and elongation at each temperature for the specimens subjected to conventional heat treatment

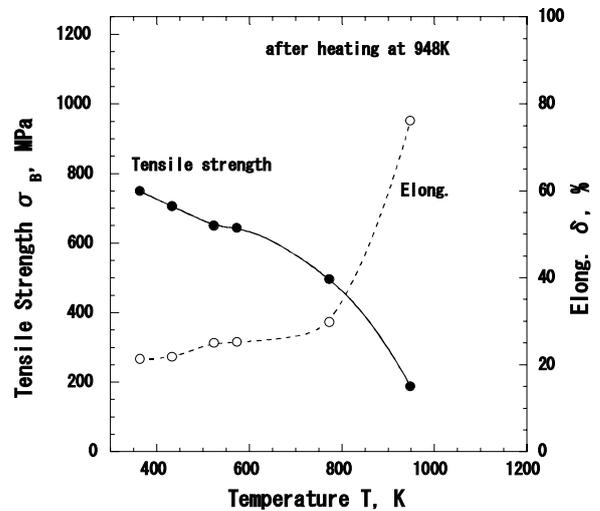


Fig.7 Tensile strength and elongation at each temperature on cooling after reheating at inter-critical temperature of 948K

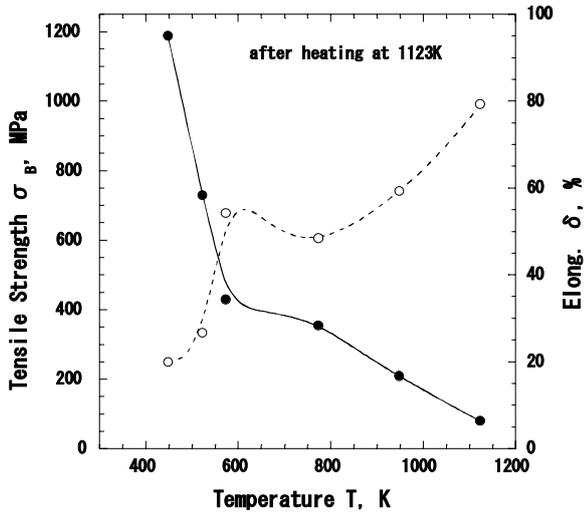


Fig.8 Tensile strength and elongation at each temperature on cooling after reheating at 1123K

た結果を Fig. 8 に示す。

これより、通常の熱処理材と二相領域加熱の場合では、引張強さおよび伸びの、試験温度による変化にほとんど相違がなく、試験温度上昇に伴う単調な強度低下と延性上昇が認められ、特に A₁ 変態点 (800K 前後) を超えると伸びの向上が著しい。

これに対して、1123K のオーステナイト領域に再加熱後冷却途中の試験では、A₁~M_s 温度域で引張試験を行った場合、通常熱処理材に比較して、明らかに伸びの上昇が認められた。773K の試験温度は M_s 以上であることから、フェライト相とオーステナイト相の変形能の差が原因と推測されるが、573K では、それよりも試験温度が低くなっているにもかかわらず、高い伸びを示しており、変態誘起塑性の発現によるものと推測される。

オーステナイト安定度指標 (M_{d30} : 30%の引張歪みを与えたときに 50%加工誘発マルテンサイトが形成される温度) は (5) 式⁸⁾ で求められる。

$$M_{d30}(K) = 686 - 462(\%C + \%N) - 9.2\%Si - 8.1\%Mn - 13.7\%Cr - 9.5\%Ni - 18.2\%Mo \dots\dots\dots (5)$$

本鋼の場合、Ni 当量が低いことから、M_s 以上 600 K 前後の加工によって、マルテンサイト変態が誘発すると推測される。

加工誘発変態を伴うときの真応力 (σ) と公称歪み (ε_E) の関係は (6) 式⁴⁾ で表される。

$$\sigma = K [\ln(1 + \epsilon_E)]^{n_A} [1 - (1 + \epsilon_E^{-B/A})^{-1}] + C(1 + \epsilon_E^{-B/A})^{-Q} \dots\dots\dots (6)$$

ここで、K は強度因子で合金元素の固溶強化により変化する。n_A はオーステナイトの加工硬化指数で約 0.18 で不変。B はマルテンサイトへの自触媒作用指

数で約 3.0。A はオーステナイトの加工誘発変態傾向でオーステナイトの安定度と関係し化学組成に依存する。C は完全マルテンサイト組織の変形抵抗で、C と N の効果が著しい。Q はオーステナイト相へのマルテンサイト混在による強化指数で、複雑であるが 1 内外の値。

このような応力-歪み曲線の関係で、最も影響が大きいのは試験温度で、M_s ならびに M_d に関連づけられる。また、加工誘発傾向ならびに完全マルテンサイト組織の変形抵抗ともに、化学組成に依存するから、本鋼の場合、60%前後の伸びしか期待できないものと判断される。

加工誘発変態を伴うときの真応力は、オーステナイトの強さとマルテンサイトの強さの和として表

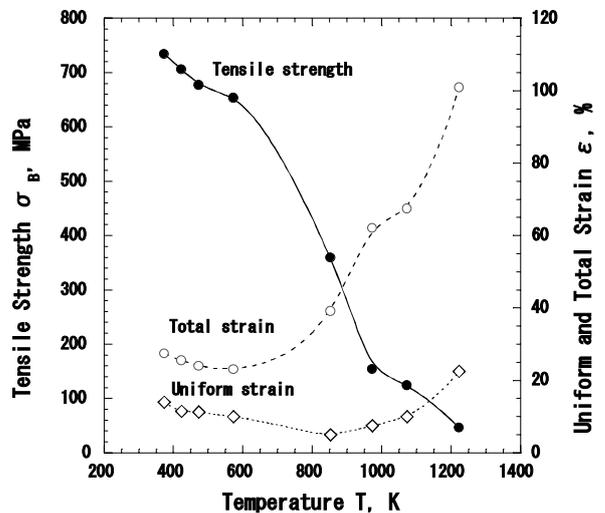


Fig.9 Tensile strength and elongation at each temperature showing its change of total and uniform strains

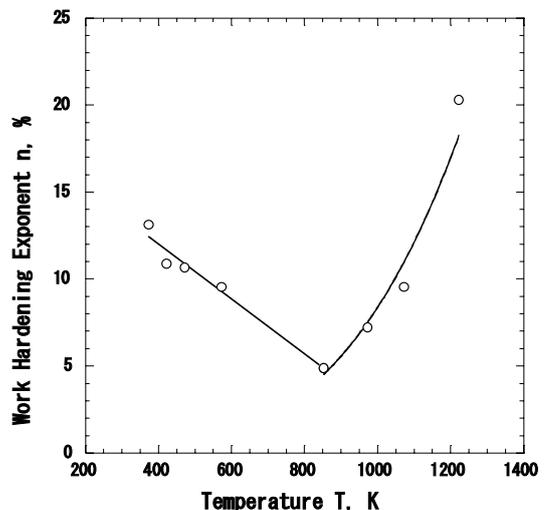


Fig.10 Change of work hardening exponent with testing temperature

されるから、それぞれの寄与を加工硬化指数として考えると、普通金属および合金の場合、真応力-真歪みの関係 ($\sigma = k \varepsilon^n$) において、加工硬化指数 n は均一歪みに等しい。

Fig. 6 に示した試験温度と伸びの関係を、均一歪みと全歪みに分離して Fig. 9 に示す。これより、加工硬化指数を推算して、試験温度との関係で Fig. 10 に示す。このように、フェライト域においては、試験温度が高くなるとともに変形能が大きくなるため、加工硬化指数は A_1 点において最低値を示す。それ以上の温度では、逆変態オーステナイトが生成し、温度上昇とともに、その比率に応じて加工硬化指数が大きくなり、完全オーステナイトになると、オーステナイトの加工硬化指数 n_A の約 18% に到達するものと考えられる。

4. 結 言

焼戻しマルテンサイトとフィルム状の逆変態オーステナイトからなる 13Cr-4Ni 鋼を用いて、微細混合組織鋼の超塑性発現の可能性について、高温引張特性に関する試験を行い、以下の結論を得た。

- (1) 標点間距離の短い比例試験片の場合、伸びはオリバーの式に従い推算される。
- (2) 微細結晶粒による超塑性発現については、歪み速度感受性が小さく期待できない。
- (3) 完全オーステナイト相の加工誘発変態により、変態誘起塑性現象が幾分認められる。

参考文献

- 1) 松木賢司：鉄と鋼, 75(1989), 1258
- 2) 宮川松男：金属, 4(1990), 13
- 3) 東健司：日本金属学会報, 29(1990), 22
- 4) 田村今男：鉄と鋼, 56(1970), 429
- 5) 井口信洋：日本金属学会報, 13(1974), 126
- 6) 岩渕義孝：日本金属学会報, 31(1992), 1084
- 7) 岩渕義孝他：日本金属学会誌, 58(1994), 411
- 8) T. Angel：JISI, 177(1954), 165