

# 冷間にて強加工したオーステナイト系ステンレス鋼 SUS305の高温強度とミクロ組織

内山 武彦\*・朝倉 健太郎\*<sup>2</sup>・村山 武海\*

High-temperature Strength and Microstructure of Strongly Cold Worked Austenitic Stainless Steel

Takehiko UCHIYAMA\*, Kentaro ASAKURA\*<sup>2</sup> and Takemi MURAYAMA\*

**Synopsis :** The high temperature strength and the microstructural change of strongly cold worked austenitic stainless steel SUS305 were investigated. 60% cold rolled specimens suggested strong decrease of fatigue strength, creep rupture strength and Vickers hardness (hereafter; hardness) after aging, corresponding to the increase of recrystallized grains. On the other hand, 30% cold rolled specimens suggested less decrease of strength and hardness, and revealed no recrystallization.

In this study, the microstructure and hardness of strongly deep drawn SUS305 at high temperature were also investigated. On this specimen, similar to 60% cold rolled SUS305, decrease of hardness corresponded to the increase of recrystallized grains. But, since  $M_{23}C_6$  precipitations were fine and closely spaced in the material, the recrystallization was delayed. On the other hand, the both materials suggested same relativity between the softening tendency and recrystallization. Therefore, fatigue strength and creep rupture strength of deep drawn SUS305 should decrease with the recrystallization at high temperature.

**Key words:** stainless steel; recrystallization; cold rolling; deep drawing; fatigue strength; creep rupture strength; Vickers hardness; Ultra Light Valve; ULV.

## 1. 緒言

自動車エンジンに対する環境的な要求に伴い、動弁系部品の軽量化は主要な命題の一つとなっている。エンジンバルブでは、材質の変更による軽量化や、機械加工による中空形状バルブが一部採用されているが、量産車ではコスト上の制約によって普及しているとは言えない。そこで、軽量化と低コストを両立する方策として、深絞り加工による中空形状エンジンバルブ (Ultra Light Valve, 以下ULVと略) が提案されている<sup>1,2)</sup>。冷間深絞り加工によって加工硬化した材料の強度を利用し、薄肉化による極限の軽量化を実現している。また、内部には冷媒としてカリウム-ナトリウム液体合金を封入し、抜熱効果による耐ノック性の向上とバルブ作動温度の低減を図っている。

ULVは冷間深絞りによる成形を前提として設計されており、冷間にて強加工された材料の高温雰囲気での使用を検討する必要がある。素材は、冷間加工性を考慮して、オーステナイト系ステンレス鋼SUS305を使用している。オーステナイト系ステンレス鋼は、冷間加工によって導入された加工ひずみによって加工誘起変態し、再結晶温度以上ではクリープ強度の低下が指摘されている。例えば、30%冷間圧延加工した18Cr-8Ni系ステンレス鋼のクリープ破断強度が低下し、加工組織の再結晶挙動と相関することが報

告されている<sup>3)</sup>。一方で、15%の引張塑性予歪を与えた火SUS310J2TBによるクリープ破断試験結果では、予歪材のクリープ強度が溶体化材に比べて著しく高くなったという報告もある<sup>4)</sup>。また、冷間圧延した18Cr-8Ni系ステンレス鋼について加熱に伴う組織変化を調査した報告もあり、約550°C以上で加工誘起マルテンサイトの再結晶が認められたと報告されている<sup>5,6)</sup>。しかし、ULVにおいて検討しているような冷間にて強加工された材料について、冷間加工度と疲労強度、クリープ破断強度を含む高温強度特性、ミクロ組織変化を体系的に調査研究した報告は見当たらない。

したがって、30%および60%冷間圧延したオーステナイト系ステンレス鋼SUS305より試験片を採取し、ULV使用温度域における高温強度とミクロ組織について調査研究した。さらに、冷間深絞りによって加工したULV実体材の同温度における時効後の横断面ビッカース硬さ (以下、断面硬さと略) およびミクロ組織を調査し、圧延材と比較した。

## 2. 供試材および実験方法

供試材はオーステナイト系ステンレス鋼SUS305である。素材の化学成分をTable 1に示す。Table 1には、

平成19年9月3日受付 平成19年12月12日受理 (Received on Sep. 3, 2007; Accepted on Dec. 12, 2007)

\* 日鍛バルブ (株) (Nittan Valve Co., Ltd., 518 Soya Hadano-shi 257-0031)

\* 2 東京大学大学院工学系研究科 (School of Engineering, The University of Tokyo)

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

|                       | C     | Si    | Mn    | P      | S      | Ni              | Cr              | Others                                | Ni eq <sup>7)</sup> | SFE <sup>8)</sup> |
|-----------------------|-------|-------|-------|--------|--------|-----------------|-----------------|---------------------------------------|---------------------|-------------------|
| JIS                   | ≤0.12 | ≤1.00 | ≤2.00 | ≤0.045 | ≤0.030 | 10.50<br>~13.00 | 17.00<br>~19.00 |                                       |                     |                   |
| cold roll             | 0.043 | 0.47  | 0.57  | 0.025  | 0.001  | 10.68           | 18.33           | Mo 0.19, Cu 0.30<br>N 0.023, Al 0.026 | 24.1                | 39.6              |
| deep drawing<br>(ULV) | 0.038 | 0.56  | 0.94  | 0.025  | 0.0005 | 12.1            | 18.8            | Mo 0.47, Cu 0.46<br>N 0.02            | 26.4                | 38.6              |

Ni eq: Ni equivalent content (%), SFE: Stacking fault energy (mJ/m<sup>2</sup>)

Table 2. Conditions of heat treatment and cold workings.

|                 |                                         |
|-----------------|-----------------------------------------|
| 30% cold rolled | 925°C×30min OQ + cold rolling (t20→t14) |
| 60% cold rolled | " + cold rolling (t20→t8)               |

SUS305のJIS規格とULV素材の化学成分を併記した。また、冷間加工による加工誘起変態の参考として平山らのNi当量<sup>7)</sup>と積層欠陥エネルギー（以下、SFEと略）の計算値<sup>8)</sup>を示す。供試材はTable 2に示すように925°C、30 minの溶体化処理を施した後、冷間圧延によって加工ひずみを付与した。圧下率は、ULVの冷間深絞り工程における板厚の減少比を参考にして、30%および60%とした。

30%および60%圧延材を用いて、500°C、600°Cにおいて疲労試験、550°C、600°Cにおいてクリープ破断試験を行った。疲労試験は、油圧式300kNサーボ試験機を用い、単軸引張-引張（R比0.1）の正弦波による試験を行った。クリープ破断試験は、レバー比1:10のシングル型クリープ試験装置を用いた。それぞれ、大気雰囲気にて加熱し、試験温度に到達後1h保持し、試験を開始した。

30%および60%圧延材と、ULV実体材より採取した試料を用いて、500°Cおよび600°Cにて2~1000hまでの時効試験を行った。ピッカース硬さ試験は荷重10kg、負荷時間30秒で行った。600°C時効試料は、透過型電子顕微鏡（加速電圧200kV）によって、ミクロ組織の変化を調査した。

### 3. 実験結果

#### 3・1 溶体化まま材と冷間加工まま材のミクロ組織

供試材のミクロ組織をFig. 1に示す。溶体化状態（Fig. 1a）では全面オーステナイト（以下 $\gamma$ ）相であるが、冷間加工によって $\alpha'$ -マルテンサイト相、 $\varepsilon$ -マルテンサイト相および双晶の領域が増加していることが確認できる。30%圧延材（Fig. 1b）では、視野中の35~40%が $\alpha'$ 、 $\varepsilon$ および双晶の加工組織である。60%圧延材（Fig. 1c）では、ほぼ全面が加工組織に覆われている。また、ULV実体材（Fig. 1d）のミクロ組織も全面が加工組織である。ただし、 $\varepsilon$ -マルテンサイトおよび双晶はほとんど認められず、 $\alpha'$ -マルテンサイ

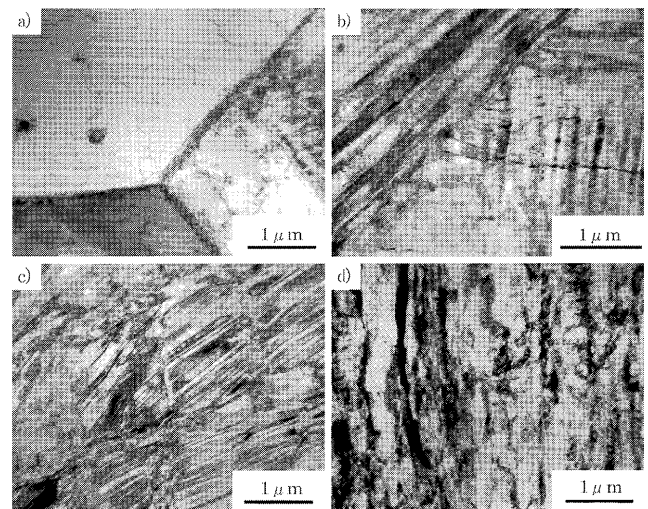


Fig. 1. Transmission Electron micrographs of SUS305 specimen at this study; a) as-solution treated (HV151, JIS GS no. 8), b) 30% cold rolled (HV316), c) 60% cold rolled (HV359) and d) ULV as-drawn (HV426).

Table 3. Equivalent strain of 60% cold rolled and deep drawn (ULV).

|                 | Equivalent strain $\varepsilon_{eq}$ |
|-----------------|--------------------------------------|
| 60% cold rolled | 1.04                                 |
| ULV             | 4.41                                 |

ト・ラスは複雑に絡み合い、転位密度も高い。

これらの特徴は、ULV実体材の加工度が60%圧延材より高いためと推測される。実際、両者の断面硬さは、60%圧延材のHV359に対してULV実体材はHV426である。また、両者の相当塑性ひずみ量を計算した結果をTable 3に示す。ULV実体材の相当塑性ひずみ量は60%圧延材の約4倍であり、両者の断面硬さと併せて、ULV実体材の加工度は60%圧延材より高いことがわかる。よって、ULV実体材のミクロ組織は、両者の加工度の違いが反映されたものであると推測される。ここで、60%圧延材の相当ひずみ量は、全ひずみ理論およびvon Misesの降伏条件に従って計算した。ULV実体材は、ひずみ増分理論およびvon Misesの降伏条件を用いた成形シミュレーション<sup>2)</sup>の値である。

多段深絞り成形では、曲げ-曲げ戻し変形の影響<sup>9)</sup>を無視できないために、ひずみ増分理論を用いた。

加工度以外にも、オーステナイト系ステンレス鋼の冷間加工材のマイクロ組織に影響する因子として、一般に、素材の化学成分、オーステナイト結晶粒径や加工温度などが挙げられている。素材の化学成分は、多くの場合、Ni当量<sup>7)</sup>やSFE<sup>10-13)</sup>に関連付けられ、議論されている。また、固溶C量<sup>14)</sup>やN量<sup>15)</sup>と冷間加工材のマイクロ組織の関係を調査した報告もある。素材のオーステナイト結晶粒径<sup>16,17)</sup>は、Md点やMd<sub>30</sub>との関係について報告されている。加工温度や加工発熱<sup>18-22)</sup>との関係も報告されているが、ひずみ速度や潤滑方法などの条件に大きく影響されるため注意が必要である。本報の60%圧延材とULV実体材では、今後これらの因子について検証を進めることによって、ULV実体材の強度評価の精度を向上させることが重要である。

### 3・2 冷間圧延材の疲労試験、クリープ破断試験および時効試験

30%圧延材の試験結果をFig. 2に示し、60%圧延材の試験結果をFig. 3に示す。横軸は、疲労試験、クリープ破断試験の破断時間、および時効試験の時効時間である。500°Cおよび550°Cの試験結果は、Larson-Millerパラメータを利用して600°Cに換算して表示した。

$$T \log(C + t_r) = 873.15 \log(20 + t_{600,eq}) \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $T$ は試験温度、 $t_r$ は破断時間または時効時間、 $t_{600,eq}$ は600°Cに換算した破断時間または時効時間であり、Larson-Miller定数 $C$ は20を用いた。縦軸は、疲労試験の最大応力、クリープ破断試験の負荷応力、時効後の断面硬さである。30%圧延材の断面硬さは時効時間に対して直線的に減少し、疲労強度および破断強度も同様である。60%圧延材の断面硬さは600°C、数10hより急激に低下する傾向を示す。疲労強度およびクリープ破断強度も断面硬さの低下に伴い急激に低下する。また、30%圧延材と60%圧延材を比較すると、30%圧延材は比較的安定な強度特性であることがわかる。

### 3・3 冷間圧延材の600°C時効試料のマイクロ組織観察

30%圧延材の600°C、1000h時効試料のマイクロ組織をFig. 4に示す。30%圧延材の加工まま材はFig. 1bに示したように、視野中35~40%の面積が $\alpha'$ 、 $\epsilon$ -マルテンサイトおよび双晶よりなる加工組織に覆われていた。一方、600°C、1000h時効によって、 $\gamma$ 粒内の転位密度は減少し、マルテンサイト・ラスや双晶の幅は多少広くなるものの、加工組織は残存していることがわかる。

60%圧延材における600°C時効試料のマイクロ組織をFig. 5に示す。60%加工ままでは、ほぼ全面が加工組織に覆われている(Fig. 1c)のに対して、600°C、2h時効後(Fig. 5a)では、面積比で1~2%程度と微量であるが、粒径0.5~1 $\mu$ mの再結晶粒が認められる。600°C、50h時効後(Fig. 5b)では、

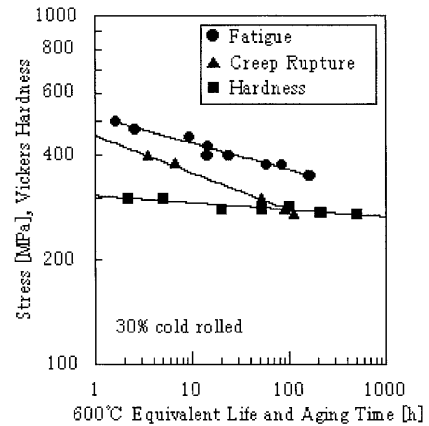


Fig. 2. Fatigue strength, creep rupture life and hardness after aging of 30% cold rolled SUS305.

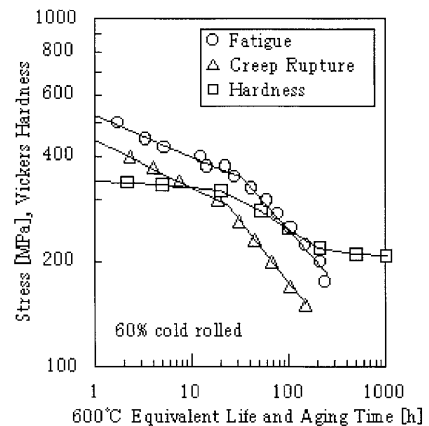


Fig. 3. Fatigue strength, creep rupture life and hardness after aging of 60% cold rolled SUS305.

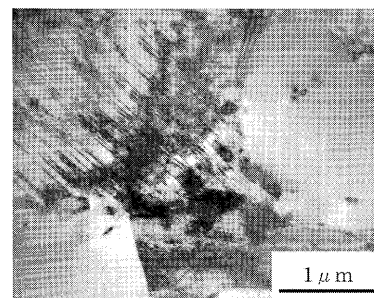


Fig. 4. Transmission electron micrograph of 30% cold rolled SUS305 after 600°C × 1000 h aging.

2~3 $\mu$ mの再結晶粒が多数観察される。再結晶粒は、面積比で45~50%存在する。再結晶粒の面積率は600°C、100h時効後でも約50%であり、ほとんど変化はなかった。600°C、200h時効後(Fig. 5c)では、再結晶粒の占める面積は95%以上になる。ここで、Fig. 5cは、ごくわずかな領域に観察された回復したマルテンサイト相を含めて撮影したものである。再結晶粒の粗粒化は顕著には認められなかった。600°C、1000h時効後(Fig. 5d)では、試料全面が再結晶粒で覆われる。冷間圧延材の600°C時効において認められ

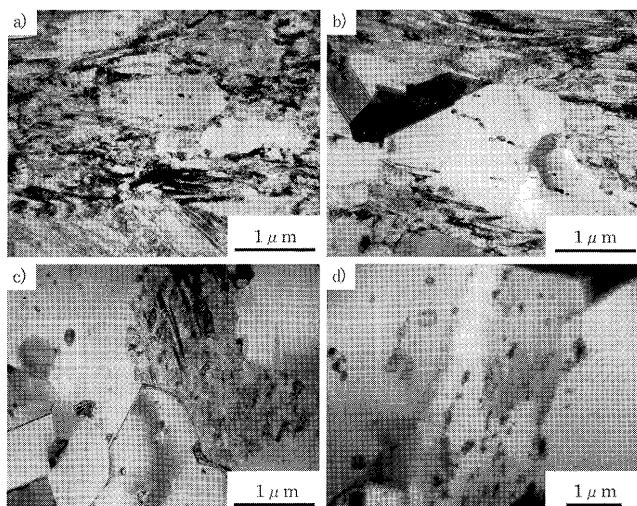


Fig. 5. Transmission electron micrographs of 60% cold rolled SUS305; a) after 600°C×2 h aging, b) after 600°C×50 h aging, c) after 600°C×200 h aging and d) after 600°C×1000 h aging.

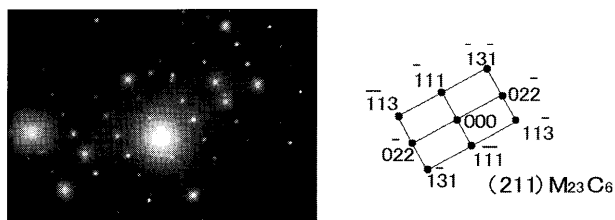


Fig. 6. Diffraction pattern and the key diagram of  $M_{23}C_6$  precipitation in 60% cold rolled SUS305 after 600°C aging.

た析出物は、Fig. 6に示すように、全て  $M_{23}C_6$  型の析出物であり、600°C時効の初期より確認できた(Fig. 5a)。さらに、再結晶粒内には多くの微細な  $M_{23}C_6$  型析出物が認められた。

### 3・4 冷間圧延材の高温強度とミクロ組織

SUS305冷間圧延材の高温強度とミクロ組織について検討すると、以下の結果を導くことができる。30%圧延材では、高温強度および時効後の断面硬さは60%圧延材と比べて安定である。部分的に  $\alpha'$ 、 $\varepsilon$ -マルテンサイトおよび双晶からなる加工組織が認められ、600°C、1000 hの時効後においても加工組織は残存していた。つまり30%圧延材は、再結晶挙動をほとんど示さず、高温強度が安定であることがわかる。

60%圧延材の600°C時効後の断面硬さと再結晶粒の生成は、Fig. 7に示すように対応する。さらに断面硬さと高温強度の急激な低下傾向も一致する(Fig. 3)。この傾向は初期組織において、ほぼ全面がマルテンサイトおよび双晶の加工組織に覆われており、高温強度および断面硬さが比較的安定であることに起因する。その結果、600°C、数10 hより、組織中に再結晶粒が急激に生成し、高温強度および断面硬さが急激に低下する。

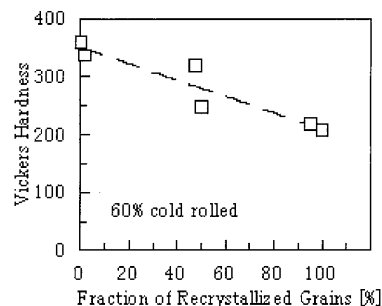


Fig. 7. Relation between recrystallized grain rate and hardness after 600°C aging (60% cold rolled SUS305).

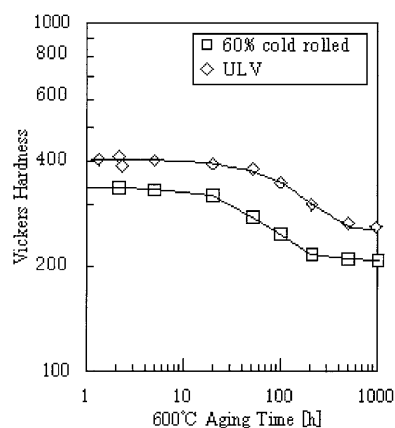


Fig. 8. Hardness change of 60% cold rolled SUS305 and ULV after 600°C aging.

### 3・5 ULV実体材より採取した試料による時効試験

冷間深絞り加工によって成形するULV実体材と60%圧延材では、加工まま材の断面硬さが異なり、加工度が異なる(Fig. 1, Table 3)。また、素材や加工モードが異なる。よって、60%圧延材と同じ現象がULV実体材においても発生するかを確認することが必要である。そこで、ULV実体材より採取した試料を用いて、600°C時効試験を行った。結果をFig. 8に示す。比較のため、60%圧延材の結果もプロットした。ULV実体材の断面硬さは、60%圧延材と同じように、600°C時効によって顕著に低下することが確認できる。両者の時効による断面硬さの変化曲線（以下、時効曲線と略）は、「ずれ」が認められるものの、その形状は両対数プロット上で一致する。よって、ULV実体材においても60%圧延材と同様の現象が生じていると考えられる。すなわち、60%圧延材における再結晶粒の生成を伴った断面硬さの低下と同様に、ULV実体材でも再結晶粒の生成による断面硬さの低下が生じたものと推測できる。

### 3・6 ULV実体材より採取した時効試料のミクロ組織

ULV実体材における時効試料のミクロ組織をFig. 9に示す。深絞り加工ままの組織は60%圧延材と同じように、全面が加工組織に覆われている(Fig. 1d)。600°C、5 h時効後(Fig. 9a)において再結晶粒は、1~2%程度が認められる。600°C、20 h時効後(Fig. 9b)では、600°C、5 h時効後と大きな

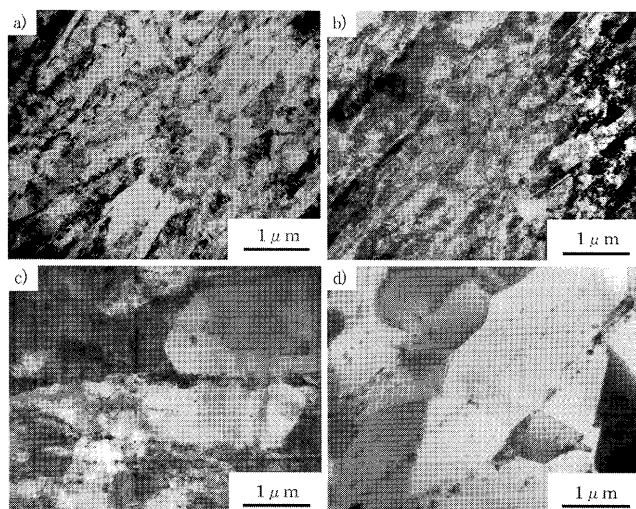


Fig. 9. Transmission electron micrographs of ULV; a) after 600°C×5 h aging, b) after 600°C×20 h aging, c) after 600°C×200 h aging and d) after 600°C×1000 h aging.

違いは認められなかった。600°C, 200 h 時効後(Fig. 9c)では、2~3  $\mu\text{m}$ の大きさの再結晶粒が面積率にして45~50%確認できた。これは同じ時効条件の60%圧延材より少ない。600°C×1000 h 時効後(Fig. 9d)では、95%以上が再結晶粒に占められている。さらに、ULV実体材の時効試料のマイクロ組織観察によって確認できた析出物は、全て $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 型析出物であった。よって、ULV実体材の600°C時効におけるマイクロ組織変化は、60%圧延材と同様に、 $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 型析出物の析出と再結晶粒の生成であることを確認した。また、ULV実体材の時効試験におけるマイクロ組織変化と断面硬さの低下を検討すると、60%圧延材と同様に、再結晶粒の生成を伴った断面硬さの低下であるとわかる。

## 4. 考察

### 4.1 圧延材およびULV実体材より採取した時効試料の再結晶挙動

60%圧延材とULV実体材の600°C時効による断面硬さとマイクロ組織の変化は、共に $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 型析出物の析出と再結晶粒の生成および断面硬さの低下であった。しかし、60%圧延材とULV実体材の時効曲線には「ずれ」が認められ、60%圧延材はULV実体材よりも早期に断面硬さが低下している(Fig. 8)。また、同じ時効条件における60%圧延材とULV実体材の再結晶粒を比較すると、ULV実体材の方が細粒であり、再結晶粒の比率も低い。例えば、600°C, 200 h 時効後において、60%圧延材(Fig. 5c)では再結晶粒が95%以上の面積率を占めるのに対して、ULV実体材(Fig. 9c)では45~50%である。また、600°C, 1000 h 時効後において、60%圧延材の平均再結晶粒径は約4.1  $\mu\text{m}$ であるが、ULV実体材は約2.2  $\mu\text{m}$ であった。よって、60%圧延材と

ULV実体材では再結晶の挙動が異なり、60%圧延材の方がULV実体材よりも早期に再結晶を開始し、完了すると思われる。

一般に冷間加工材の加工度が大きいほど再結晶温度が低いことはよく知られている<sup>9)</sup>。しかし、既に述べたように、60%圧延材の加工度はULV実体材より低いと考えられ、本報における再結晶挙動と加工度の関係は一般的な関係と逆である。したがって、60%圧延材とULV実体材の再結晶挙動の違いは、マクロな加工度だけでは説明できない。

ULV実体材の加工まま材のマイクロ組織(Fig. 1d)は、60%圧延材(Fig. 1c)と比較すると、 $\epsilon$ -マルテンサイト相や双晶が少なく、 $\alpha'$ -マルテンサイト・ラスは複雑に絡み合い、転位密度が高い。このようなマイクロ組織における特徴が再結晶挙動に影響し、時効曲線に「ずれ」が生じたと考えられる。例えば、ULV実体材では $\alpha'$ -マルテンサイト・ラスが複雑に絡み合っていることから、600°C時効によって $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 型析出物が微細に析出し、再結晶挙動が抑制された可能性がある。実際、析出物が再結晶に与える影響は粒子サイズと粒子間距離に大きく依存するとされ、Cotterillら<sup>23)</sup>は1  $\mu\text{m}$ 以上の析出物は新しい再結晶粒の核生成を促進し粒子間距離が大きいと再結晶の速度を加速する。逆に0.1  $\mu\text{m}$ 以下の微細な析出物が緻密に分布する場合、再結晶粒の核生成に必要な結晶格子のひずみにほとんど寄与せず、再結晶挙動は極めて生じにくいと報告している。

実際に、600°C, 200 h および 1000 h 時効後における、60%圧延材とULV実体材のマイクロ組織(Fig. 5, 9)に含まれる析出物を比較すると、ULV実体材の再結晶粒内に観察された $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 型析出物の方が微細であり、隣接する析出粒子間の距離も小さい。そこで、再結晶粒内に析出した粒子の長径、およびその最近接析出粒子までの距離を、Fig. 5およびFig. 9に加え同時に撮影した10枚程度のTEM明視野像より、再結晶粒内の析出粒子を無作為に選定して測定した(Fig. 10)。ULV実体材では、600°C, 200 h 時効材および1000 h 時効材で、ともに60%圧延材よりも微細な析出粒子が分布していることが確認できる。また、ULV実体材の最近接析出粒子間距離も、60%圧延材より極めて小さく、その分布も狭いことが確認できた。これらの結果から、再結晶粒内の $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 型析出物は再結晶の核生成および粒成長に関与していたと考えられるので、Cotterillらが言うように、ULV実体材では0.1  $\mu\text{m}$  (100 nm)以下の微細な $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 型析出物が緻密に分布するため、60%圧延材より再結晶挙動が遅滞したものと考えられる。

ULV実体材が600°C時効によって60%圧延材より微細かつ緻密な $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 型析出物を析出するのは、前述のように、ULV実体材の加工まま材のマイクロ組織(Fig. 1d)の特徴に起因すると考えられる。さらに、ULV実体材の加工度が60%圧延材よりも高い(Table 3)ことが、加工まま材のマイクロ組織に影響していると推測される。しかし、素材の固溶C量

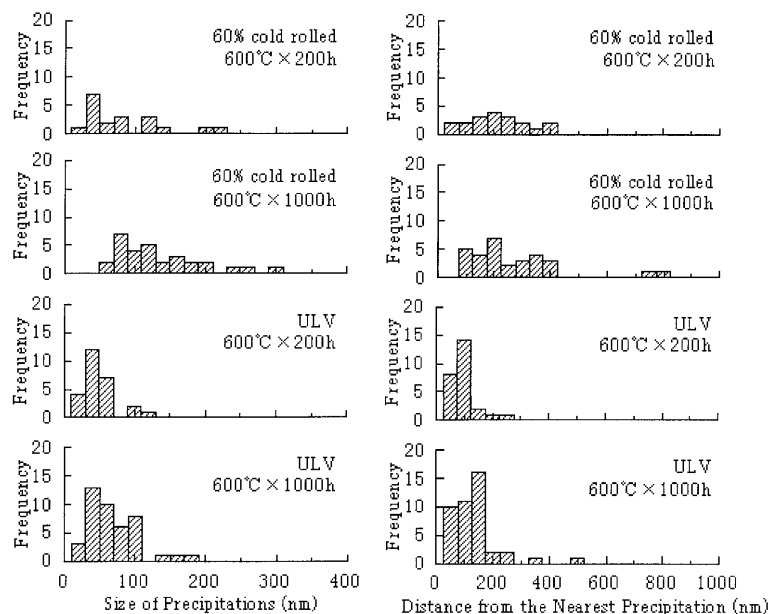


Fig. 10. Relations between precipitation particle size and interparticle distance after 600°C aging; a) 60% cold rolled SUS305 and b) ULV.

が $M_{23}C_6$ 型析出の析出形態に影響することも考えられる。事実、Martinsら<sup>14)</sup>は、18-8ステンレス鋼の冷間加工材における多量の固溶C量は再結晶挙動に対する抵抗になると報告している。少なくとも、以上のような因子が60%圧延材とULV実体材の加工まま材のマイクロ組織に複合的に影響を与え、両者の $M_{23}C_6$ 型析出および再結晶粒の生成挙動に影響したと考えられる。

#### 4・2 圧延材およびULV実体材の時効曲線と再結晶粒の生成

前項において述べたように、60%圧延材とULV実体材の $M_{23}C_6$ 型析出物の析出形態が再結晶挙動に影響を与え、時効曲線の「ずれ」を生じさせたと考えられる。しかし、60%圧延材が再結晶挙動を伴った高温強度の急激な低下を示す以上、SUS305冷間加工材をULV材料として使用する上で最も重要なのは、高温強度の挙動におけるULV実体材と60%圧延材の整合にあると考えられる。

両者の再結晶粒の生成率と600°C時効後の断面硬さをFig.11に示す。横軸はFig. 7と同様に、TEM観察より得られた再結晶粒の生成率（TEM明視野像中において再結晶粒が占める面積率）である。縦軸は、規格化した断面硬さ（＝時効後の断面硬さ／加工ままの断面硬さ）であり、時効による軟化度と考えることができる。ULV実体材においても、時効による軟化度と再結晶粒の生成率とがほぼ比例する。さらに、60%圧延材とULV実体材において、同じ時効条件で再結晶粒の生成率が異なっても、再結晶粒の生成に応じた軟化度は同程度であることが確認できる。よって、600°C時効によるULVの断面硬さの低下は、時効曲線に「ずれ」が生じるものの再結晶粒の生成率と密接に関係しており、60%圧延材における断面硬さと再結晶粒の生成

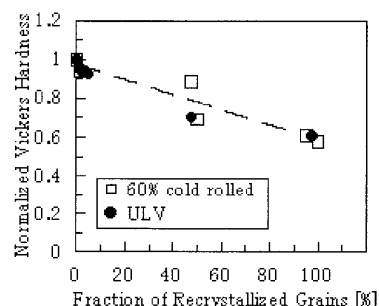


Fig. 11. Relations between fraction of recrystallized grain and normalized hardness after 600°C aging (60% cold rolled SUS305 and ULV).

率の関係と同等であると考えられる。

したがって、60%圧延材において再結晶粒の生成を伴った高温強度の急激な低下が見られたのと同様に、冷間深絞り加工によるULV実体材においても再結晶粒の生成による高温強度の低下を指摘できる。ただし、その寿命は60%圧延材に比べて長寿命側であると考えられる。つまり、ULV実体材の実機稼動においてはこれらの挙動に考慮した設計が必要であると指摘できる。例えば、再結晶域を避けるような作動温度で使用することや、加工度や加工温度の最適化を行い、再結晶粒の生成を回避するような工程設計などが有効と考えられる。一方、60%圧延材とULV実体材のマイクロ組織には明確に差が見られ、加工度の違いに起因すると考察したが、明確な検証は出来なかった。今後、ULV実体材の強度予測をさらに確実なものにするためには、この点に着目した体系的な研究が必要である。

## 5. 結言

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS305 の冷間圧延材および冷間深絞り加工材 (ULV 実体材) の高温強度とマイクロ組織の関連について調査研究を行い、以下の結果を得た。

(1) 30%冷間圧延材は 600°C, 1000 h においても顕著な再結晶を示さず、高温強度および時効後の断面硬さは 60% 圧延材と比べて安定である。

(2) 60%冷間圧延材は 600°C, 数 10 h から再結晶粒の生成が認められるのに伴い、高温強度および時効後の断面硬さも急激に低下する。

(3) 冷間深絞り成形による ULV 実体材は、60%圧延材と同じように、600°C において再結晶粒が生成し、時効後の断面硬さも急激に低下する。

(4) ULV 実体材の再結晶挙動は、60%圧延材よりも遅滞した。これは、加工度や加工モード、固溶 C 量などがマイクロ組織に影響し、 $M_{23}C_6$  型析出物の析出形態が微細かつ緻密となったことが原因と考えられる。

(5) 60%圧延材と ULV 実体材では、再結晶粒の生成開始時間が異なるが、再結晶率と時効後の断面硬さの関係は一致した。これにより ULV 実体材の高温強度も 60%圧延材と同じように、再結晶粒の生成率の増加に伴い、急激に強度低下すると予測される。

(6) これらの結果から ULV の実機作動条件下では、再結晶粒の生成率の増加に伴う強度低下を配慮した製品設計や成形設計が有効であると考えられる。

## 文 献

- 1) 安藤輝明, 村山武海, 石田晃一, 伊藤岳司: 自動車技術会学術講演会前刷集, 111-02, (2002), 14.
- 2) 小川伸一, 村山武海, 諸星俊久: 塑性加工春季講演論文集, (2004), 215.
- 3) 行俊照夫: 耐熱金属材料委員会研究報告, **9** (1968), 139.
- 4) N.Saito and N.Komai: *CAMP-ISIJ*, **18** (2005), 521.
- 5) H.Araki, H.Tanikawa and Y.Fujimura: *J. Jpn. Inst. Met.*, **41** (1977), 73.
- 6) H.Araki, K.Hirata and Y.Fujimura: *J. Jpn. Inst. Met.*, **44** (1980), 1244.
- 7) T. Hirayama and M.Ogiri: *J. Jpn. Inst. Met.*, **34** (1978), 507.
- 8) E.B.Pickering: *Stainless Steel '84*, The Inst. of Metals, London, (1984), 2.
- 9) 益田森治, 室田忠雄: 工業塑性力学, 養賢堂, 東京, (1980), 153.
- 10) N.Ohkubo, K.Miyakusu, Y.Uematsu and H.Kimura: *ISIJ Int.*, **34** (1994), 764.
- 11) I.Karaman, H.Schitoglu, Y.I.Chumlyakov and H.J.Maier: *JOM*, **54** (2002), 31.
- 12) D.N.Wasnik, I.K.Goparakrishnan, J.V.Yakhmi, V.Kain and I.Samajdar: *ISIJ Int.*, **43** (2003), 1581.
- 13) D.A.Hughes, R.A.Lebensohn, H.R.Wenk and A.Kumar: *Proc. R. Soc. (London)*, **A456** (2000), 921.
- 14) L.F.M.Martins, R.L.Plaut and A.F.Padilha: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 6.
- 15) T.Biggs and R.D.Knutsen: *J. Phys.*, **5** (1995), 515.
- 16) M.Hujikura and T.Kato: *Tetsu-to-Hagané*, **64** (1978), 1179.
- 17) K.Nohara, Y.Ono and N.Ohashi: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 772.
- 18) I.Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **56** (1970), 56.
- 19) A.A.Lebedev and V.V.Kosarcuk: *Int. J. Plast.*, **16** (2000), 749.
- 20) 杉山 聡, 竹之内省一, 竹下賢吾, 石川孝司: 塑性加工春季論文集, (1998), 197.
- 21) S.Sugiyama, T.Ishikawa and K.Nakanishi: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **41** (2000), 141.
- 22) K.Shinagawa, H.Nishikawa, T.Ishikawa and Y.Hosoi: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 462.
- 23) P.Cotterill and P.R.Mould: *Recrystallization & Grain Growth in Metals*, Surrey Univ. Press, London, (1976).