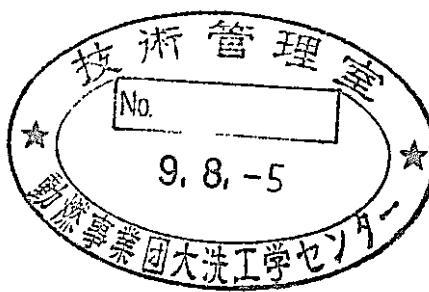


分散強化型フェライト鋼被覆管製造技術開発
— VII A —

(動力炉・核燃料開発事業団 委託研究成果報告書)

1995年10月



株式会社神戸製鋼所

複製又はこの資料の入手については、下記にお問い合わせください。

〒311-13 茨城県東茨城郡大洗町成田町4002

動力炉・核燃料開発事業団

大洗工学センター システム開発推進部・技術管理室

Enquires about copyright and reproduction should be addressed to: Technology Management Section O-arai Engineering Center, Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation 4002 Narita-cho, O-arai-machi, Higashi-Ibaraki, Ibaraki-ken, 311-13, Japan

動力炉・核燃料開発事業団 (Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation)

1995年10月31日

分散強化型フェライト鋼被覆管製造技術開発 (VII A)

藤原優行, 原田誠, 奥田隆成^{*1}
中村重治, 溝口満^{*2}

要　旨

分散強化型(ODS)フェライト鋼は、優れた高温クリープ強度と耐照射性に優れていることから大型高速増殖炉の燃料被覆管材料として開発が進められている。

本年度の開発目標は再結晶組織が得られる合金成分の被覆管を試作し、その機械的特性が以下の値を満足していることである。

- ① 650°C, 10000時間における内圧クリープ破断強度が200 MPa以上であること。
- ② 400°Cでの周方向の引張一様伸びが1%以上であること。
- ③ 燃料被覆管を製造するのに十分な冷間加工性、再結晶特性を有すること。

分散強化型マルテンサイト鋼については、9%から11%Cr鋼を対象に加工熱処理条件と加工性の関係を検討した。

得られた成果を要約すると、

(1) ODS フェライト鋼に関しては、

- ① 冷間圧延と焼純を繰り返すことにより、高速原型炉サイズ(6.5φ×0.47t)の被覆管が得られる可能性を見出した。
- ② 圧延と焼純を繰り返すことによって、圧延方向に沿って割れが発生しやすくなる傾向が認められた。割れの発生原因と対策を明らかにし、管圧延に成功した。
- ③ 最終焼純材は完全に再結晶しておらず、一部未再結晶組織となっていた。

(2) ODS マルテンサイト鋼に関しては、

- ① 焼きならし後、炉冷することによって被覆管加工に十分な硬さに軟化することが分かった。
- ② 低炭素9Cr鋼はフェライト単相となり、1200°C以上の焼純で著しい軟化が認められ、12Crフェライト鋼と同様の特性を示した。

本報告書は(株)神戸製鋼所が動力炉・核燃料開発事業団の委託により実施した研究の成果である。

契約番号 : 060D0169

事業団担当部課および担当 : 燃料材料開発部 照射材料試験室 (西田俊夫)

* (株)神戸製鋼所 長府北工場 鋼管研究開発室

* (株)神戸製鋼所 長府北工場 技術室

March, 1997

Development of Fabrication Technologies for ODS Ferritic Steel Fuel Cladding Tubes

Masayuki Fujiwara, Makoto Harada, Takanari Okuda
Shigeharu Nakamura, Mitsuru Mizoguchi

Abstract

The oxide-dispersion strengthened (ODS) ferritic steels with excellent high-temperature strength and superior resistance to irradiation damage are expected for long-life fuel cladding tube material of fast breeder reactors.

Works in this R & D is the trial fabrication of cladding tubes with recrystallized microstructure and good mechanical properties which satisfies following values.

- (1) Creep rupture strength at 923K, 10000h > 200MPa.
- (2) Uniform elongation in hoop direction at 673K is over 1%.
- (3) Enough workability and recrystallization properties to produce cladding tubes.

Main results obtained in this study are summarized as follows.

- (1) About ODS ferritic steel ;
 - Possibility to fabricate FBR cladding tubes by sequential cold rolling and annealing has been confirmed.
 - Cracks along longitudinal direction tend to break out according to rolling process. Finally claddings with no defects could be fabricated by controlling cold rolling process.
 - Microstructure of cladding tube was not fully recrystallized.
- (2) About ODS martensitic steel ;
 - After normalizing heat treatment, slow cooling is effective to soften ODS martensitic steels.
 - 9% Cr with low C steel formed single phase of ferritic structure. It showed remarkable softening like 12% Cr ferritic steel by annealing over 1473K.

Work performed by KOBE STEEL, LTD. under contract with Power Reactor and nuclear Fuel Development Corporation.

PNC Liaison : MMS, Fuel and Materials Division, Toshio Nishida

* Tubes and pipes research section, KOBE STEEL, LTD.

* Technical section, Chofu-kita plant, KOBE STEEL, LTD.

目 次

1. 緒言	1
2. 試験方法	2
3. 試験結果および考察	3
3-1 ODS フェライト鋼	3
3-2 ODS マルテンサイト鋼	10
4. 結言	12
5. 今後の予定	12
参考文献	13

1. 緒言

将来の大型高速増殖炉の燃料被覆管材料開発の一環として、耐照射特性とクリープ破断強度に優れた酸化物分散強化型(ODS)フェライト鋼の開発を行っている。

ODSフェライト鋼の開発上の問題点はクリープ強度の異方性が大きく、単軸強度に比べて内圧強度が低いため、 $650^{\circ}\text{C} \times 10^4\text{ h}$ の内圧クリープ破断強度；200 MPa以上の強度特性を満足できなかったことである。この原因是加工方向に伸長した竹状の結晶粒組織に起因すると考え、等軸再結晶組織が得られる合金成分範囲を検討した。前年度の研究結果から等軸再結晶組織を得るために Y_2O_3 酸化物量と過剰酸素量(Y_2O_3 以外の酸素量)を制御することが必要条件であることが分かった。本年度はこの結果を受けて、冷間加工と焼鈍を繰り返して、原型炉サイズ(6.5φ×0.47t × ≥ 2000 L (mm))の被覆管を試作することを目標に、加工・熱処理、パススケジュールの検討を行った。前年度は棒材あるいは板材を一回の冷間加工と焼鈍して再結晶組織を得たが、実際の被覆管試作では管材の多数回の冷間加工と焼鈍の繰り返しが必要であるため、再結晶挙動が異なってくることが予想される。また棒材と管材の加工モードの違いの影響も検討課題となる。

一方、ODSマルテンサイト鋼はフェライト鋼に比べて、(1)クリープ強度は低いものの強度の異方性が小さい。(2)耐照射特性、特に耐スエーリング特性に優れている。ことが報告されており、フェライト鋼と平行して開発が進められている。変態による組織と硬さの変化が大きいので、加工・熱処理条件と硬さの関係を明らかにして、被覆管への加工の可能性を検討した。この結果を受けて次年度に予定されている日仏共同研究用ODSマルテンサイト鋼の仕様を選定する。

2. 試験方法

図1. 1にODSフェライト鋼の製造工程および試験工程を示す。同様に図1. 2にODSマルテンサイト鋼の製造工程および試験工程を示す。真空溶解、アルゴンガスアトマイズした粒径 $150\text{ }\mu\text{m}$ 以下の合金粉末と平均粒径 20 nm のイットリア（酸化イットリウム； Y_2O_3 ）粉末を所定量配合し、10Dアトライター（高エネルギーボールミル）により機械的合金化（Mechanical Alloying；MA）を行った。MA条件はボール重量：粉末重量=15:1、回転速度=220 rpm、MA時間=48時間、雰囲気=アルゴンガス（ $\geq 99.99\%$ ）雰囲気である。得られた合金化粉末を $100\text{ }\mu\text{m}$ 以下に分級し、図2に示す形状の押出カプセルに充填し、 400°C 、 10^{-4} torr で真空脱気した。脱気後、カプセルを $1150^\circ\text{C}/1\text{ h}$ あるいは $850^\circ\text{C}/1\text{ h}$ 加熱し、熱間静水圧押出により 30ϕ （押出比=5）の棒材に押し出した。押出棒材を管状に機械加工して被覆管用素材とした。また一部は熱間圧延により 10 t の板材に加工し、冷間加工／再結晶特性評価用素材とした。

板材を20%，40%，60%まで冷間圧延し、 1000°C から 1300°C の温度範囲でそれぞれ1時間焼鈍し、ミクロ組織観察および硬さ変化により再結晶特性を評価した。被覆管については途中で割れが発生したので、割れが起こる前の4圧+焼鈍材を用いて、 650°C 内圧クリープ破断試験を行った。試験片の形状を図3に示す。

3. 試験結果および考察

3-1 ODS フェライト鋼

[化学成分]

表1にODSフェライト鋼押出棒材の化学成分を示す。ベース組成はいずれも $1.3\text{Cr}-0.3\text{Ti}-3\text{W}$ であり、MA後もあまり変化はなかった。F61鋼は $0.22\text{Y}_2\text{O}_3-0.07\text{Ex. O}$ 、F62鋼は $0.22\text{Y}_2\text{O}_3-0.09\text{Ex. O}$ 、F63鋼は $0.30\text{Y}_2\text{O}_3-0.08\text{Ex. O}$ である。 Y_2O_3 量はいずれも添加量よりも1~2割低めの値となった。N量、Ar量は少なく、雰囲気からの汚染はなかったと判断される。 Y_2O_3 量が目標値に対して低めになったのは、アトライタータンク下部のデッドゾーンに堆積したためであり、量産化段階では歩留まりを考慮した添加量の調整が必要となると考えられる。

Ti量は Y_2O_3 と反応して $\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot \text{TiO}_2$ あるいは $\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{TiO}_2$ 複合酸化物を形成するために必要な量の約2.5倍添加しており、添加量としては十分と考えられる。加工量を考慮すると今後更に低める必要がある。

W含有量はこれまでクリープ強度の観点から3%程度添加されてきたが、時効によるラーベス相の析出に伴う脆化が問題になると考えられるので、今後適正量を求める必要があると考えられる。

O含有量は組織制御上最も重要な元素であり、完全に管理するには粉末をグローブボックスなど雰囲気が制御された環境で取り扱う必要があり、将来の量産化段階では必要になると考えられる。

[加工性および再結晶特性]

①板材の加工熱処理特性

写真1.1にF61鋼($0.22\text{Y}_2\text{O}_3-0.07\text{Ex. O}$)圧延材の外観を示す。圧延は軟鋼カプセルが両側についた板材を素材として行った。冷間加工は最大加工率まで、 400°C 温間圧延は加工率60%とした。 1150°C 押出材は冷間、温間圧延ともに60%加工で割れは認められなかった。 850°C 押出材は変形抵抗が大きく冷間圧延できなかった。 400°C では55%まで圧延できたが、60%で板中央部で縦割れが起った。

写真1.2にF62鋼($0.22\text{Y}_2\text{O}_3-0.09\text{Ex. O}$)圧延材の外観を示す。 1150°C 押出材は16%まで冷間加工可能で、 400°C では加工率60%でも割れは発生しなかった。F62鋼はF61鋼の違いは酸素量であり、過剰酸素量が冷間加工特性に大きく影響することが分かった。

写真1.3にF63鋼($0.30\text{Y}_2\text{O}_3-0.08\text{Ex. O}$)圧延材の外観を示す。 1150°C 押出材は10%までしか加工できなかった。一方、 400°C では60%以上の加工が可能であり、温間加工であれば、合金成分にあまり影響されずに加工できることが分かった。 850°C 押出材は 400°C 圧延でも45%で割れが発生しており、 Y_2O_3 含有量の影響が現れたものと思われる。

表2に板材の加工性をまとめて示す。F61鋼 1150°C 押出材が最も加工性に優れ

ており、被覆管への製管の可能性が高いと考えられるので、F61鋼を中心に被覆管試作を行うことにした。850°C押出材については、前年度の検討結果から2次再結晶特性に優れており、温間鍛造により素管の製作を試みた。

図2～図7に押出材および圧延材を900°C～1200°C/1h焼鈍した後の硬さ変化を示す。図2にF61鋼1150°C押出材の硬さ変化を示す。この図でCRは冷間加工、HRは400°C温間加工と定義する。押出ままの硬さはHV360でこれを60%まで加工するとHV450まで硬化する。冷間加工材も400°C加工材も硬さに差は認められず、400°Cでは動的回復が起こらないことが分かる。1100°Cの焼鈍により押出材よりも軟化しており、2次再結晶させるには1100°C以上の温度に加熱する必要があることが分かる。また1200°Cに加熱してもそれ以上に再結晶が進まないと考えられる。図3にF61鋼850°C押出材の硬さ変化を示す。押出ままでHV500と高い値となっている。押出温度より高い900°C以上での焼鈍により軟化が起こっており、850°Cでの押出ではMAによる歪が十分に解放されていないことが分かる。400°C圧延材では1000°C以上で急激に軟化が起こっており、再結晶が起こっていると考えられる。850°C押出材の方が1150°C押出材よりも再結晶温度が低くなっている。20%加工材も60%加工材も同様の軟化特性となっており、再結晶には20%の加工で十分であることが分かる。

写真2.1にF61鋼1150°C押出材および押出+焼鈍材のL方向（圧延方向に平行）のミクロ組織を示す。押出材では比較的アスペクト比が小さい1次再結晶粒組織が認められる。これを900°C～1200°C/1h焼鈍しても組織はほとんど変化しないことが分かる。写真2.2に同材のT方向（圧延方向に垂直）のミクロ組織を示す。T方向はL方向に比べて結晶粒は小さいが、アスペクト比の小さい組織となっている。T方向の組織も焼鈍を施しても変化しないことが分かる。

写真2.3にF61鋼1150°C押出後20%冷間圧延材と圧延後900°C～1200°C/1h焼鈍したもののがL方向ミクロ組織を示す。20%冷間圧延材は押出材との組織変化が小さく、加工組織が発達していない。900°C～1000°C焼鈍材は冷間圧延材の組織との違いが認められないが、1100°C以上で焼鈍したものでは、一部粗大な再結晶粒が生成している。20%の冷間加工では2次再結晶の駆動力が小さいと考えられる。写真2.4に40%冷間圧延材と冷間圧延+焼鈍材のL方向ミクロ組織を示す。1000°C焼鈍材では加工組織が多く残っているが、一部粗大化した再結晶粒が認められ、1100°C以上ではほぼ全面的に再結晶した組織に見える。アスペクト比は小さくなっているが、所々針状の組織が残っている。写真2.5に60%冷間圧延材と冷間圧延+焼鈍材のL方向ミクロ組織を示す。冷間加工材は針状の加工組織となっている。1100°C以上の焼鈍でアスペクト比の小さい再結晶組織となっている。写真2.6に20%400°C温間圧延材と圧延+焼鈍材のL方向ミクロ組織を示す。冷間加工材と同様な組織となっており、1100°C以上で焼鈍すると一部再結晶組織が生成している。写真2.7に40%温間圧延材と圧延+焼鈍材のミクロ組織を示す。1100°C焼鈍では一部加工組織が残っているが、1150°C以上でほぼ全面再結晶組織となっている。写真2.8に60%温間圧延材と圧延+焼鈍材のミクロ組織を示す。1100°C以上の焼鈍でほぼ全面再結晶組織となっている。ODS鋼に対しては室温加工も400°C温間

加工も加工歪を与える作用は同様であり、加工性を考えると400°C加工の方が安定した再結晶組織を得るには有利と考えられる。

写真2.9, 写真2.10にF61鋼850°C押出材および押出+焼鈍材のL方向およびT方向のミクロ組織を示す。850°C押出材は1150°Cに比べて微細な組織となっており、アスペクト比の大きい針状組織となっている。これを900°C以上で焼鈍した場合、図3に示したように硬さの点では軟化が生じたが、ミクロ組織上はほとんど変化は認められなかった。押出ままでは再結晶するための歪が十分蓄積されず、回復のみ起こっているものと考えられる。写真2.11, 写真2.12に押出後20%冷間圧延材と圧延後900°C~1200°C/1h焼鈍したもののL, T方向ミクロ組織を示す。900°C焼鈍では組織変化は起こらないが、1000°C以上の焼鈍では著しい再結晶が生じている。1200°Cまで焼鈍温度を上げても結晶粒は大きくなっていない。再結晶が起こりやすいのは、850°Cの押出時にはMAの際に素地金属中に固溶した酸化物粒子が析出せず、1000°Cの焼鈍初期には再結晶を抑制する酸化物粒子が存在しないためと考えられる。これ以上の温度では再結晶と酸化物粒子の析出が競合するため、それ以上に再結晶粒の粗大化が起こらないと考えられる。T方向から見た結晶粒も大きくなっている、アスペクト比は比較的小さい。結晶粒界がギザギザしているのは酸化物粒子による粒界のピンニングが起こっているためと考えられる。

写真2.13にF61鋼を1150°C押出後、冷延(60%)と焼鈍(1100°C/1hAC)を2回繰り返した場合のミクロ組織を示す。この写真中の冷間圧延材は一度再結晶焼鈍したものを冷延した組織であり、1回冷延材よりも加工組織の発達していない組織となっている。900°C焼鈍では再結晶は起こっていないが、1000°C以上の焼鈍で全面的に再結晶が認められる。繰り返し焼鈍すると再結晶の駆動力が小さくなるため、再結晶が起こりにくくなると考えられたが、板材を60%冷延では十分に再再結晶することが確認できた。写真2.14にF61鋼850°C押出材を温間圧延(400°C, 60%)+焼鈍(1000°C/1hAC)後、冷延(60%)+焼鈍した組織を示す。冷延材は結晶粒が伸びた組織となっており、圧延方向に45度の角度ですべり線が認められる。1000°C焼鈍ではすべり線は見えなくなるが、新たな再結晶は起こっていないようである。1100°C以上では圧延方向に伸びた結晶粒の他に一部圧延方向に垂直に二次再結晶した領域が認められる。850°C押出材では一回の圧延で粗大な再結晶組織となるが、繰り返し圧延+焼鈍では再結晶しにくくなる傾向が認められる。途中工程で完全再結晶させると、その後の工程で再結晶しにくくなる危険性が予想される。

写真3.1にF62鋼1150°C押出後15%冷間圧延材と圧延後900°C~1200°C/1h焼鈍したもののがL方向ミクロ組織を示す。F62鋼は加工性が悪いため、15%までしか冷間加工できなかつたので加工組織が十分に形成されていない。これを1200°Cまで焼鈍しても再結晶組織は得られなかった。写真3.2にF62鋼1150°C押出後60%温間圧延材と圧延後900°C~1200°C/1h焼鈍したもののがL方向ミクロ組織を示す。900°C焼鈍材は再結晶していないが、1000°C, 1100°C焼鈍材では一部で再結晶が認められる。1150°C以上の焼鈍では完全に再結晶しているように見える。F61鋼とF62鋼の違いは過剰酸素量の違い(F61鋼: 0.0

7 %, F 6 2 : 0. 09 %) だけであるが、この微妙な差が再結晶特性に大きく影響しているようである。写真3. 3 に F 6 2 鋼 850 °C 押出後 60 % 温間圧延材と圧延後 900 °C ~ 1200 °C / 1 h 烧鈍したものの L 方向ミクロ組織を示す。850 °C 押出材は F 6 1 鋼同様、温間圧延 + 烧鈍により 1000 °C 以上の焼鈍で明瞭な再結晶が認められ、再結晶特性に及ぼす押出温度の影響が大きいことが確かめられた。写真3. 4, 写真3. 5 に F 6 2 鋼を 1150 °C および 850 °C 押出後、圧延と焼鈍を 2 回繰り返した後の組織を示す。1150 °C 押出材では 1000 °C 以上の焼鈍でアスペクト比の比較的小さい再結晶粒が形成されているが、850 °C 押出材では冷延時の伸びた結晶粒がそのまま残っている領域が多く、1150 °C の焼鈍でも一部すべり線が残っており、1200 °C 烧鈍でも未再結晶部が多い。つまり、850 °C 押出は 1 回の加工熱処理により再結晶組織を得るには有効であるが、繰り返し処理ではかえって不利と考えられる。

写真4. 1, 写真4. 2 に F 6 3 鋼 1150 °C および 850 °C 押出後 60 % 温間圧延材と圧延後 900 °C ~ 1200 °C / 1 h 烧鈍したものの L 方向ミクロ組織を示す。F 6 3 鋼は Y2O₃量が 0.30 % と多いため冷間加工できなかったので、温間加工後焼鈍を施した。1150 °C 押出材では 1100 °C 以上で再結晶が起こっているが、1200 °C でも一部未再結晶部が残った。850 °C 押出材では 1000 °C 以上で粗大な完全再結晶組織となっており、再結晶しにくい材料には低温押出は有効である。写真4. 3 に温間圧延 + 1100 °C 烧鈍後、冷間加工 + 烧鈍した組織を示す。押出まま材では冷間加工できなかったが、温間加工 + 烧鈍により一度再結晶軟化させたものは、60 % の冷間加工が可能であった。繰り返し焼鈍したものは 1200 °C でも加工組織が残っており、再結晶が起りにくくなっているようである。

図8 に板材の加工・熱処理工程毎の硬さ変化を示す。1100 °C 押出の硬さは HV 370 ~ 390 の範囲であるが、850 °C 押出材の硬さは HV 500 ~ 550 とマルテンサイト鋼並の硬さとなっている。これを 60 % 加工後、1100 °C / 1 h 烧鈍すると硬さはいずれも HV 350 ~ 400 になっており、2 次再結晶していると考えられ、加工するのに十分な硬さに回復していると判断される。さらに 60 % 冷間加工すると硬さは 1150 °C 押出材で HV 450, 850 °C 押出材で 480 と 1 回圧延材よりも加工硬化量が少なくなっている。2 回目の焼鈍後の硬さは HV 330 ~ 440 とばらつきが 1 回目の焼鈍時よりも大きくなっているが、2 回目の再結晶挙動が鋼種によってことなっていることがわかる。

写真4 に示したように 850 °C 押出は 2 次再結晶を促進するのに有効であることが明らかとなつたが、硬度が高いので冷間加工できないという問題がある。そこで押出材に温間スエージを施して、結晶粒の大きい再結晶組織材を圧延用素材にすることを試みた。30 φ の押出材を 25 φ まで (加工率 30 %) 800 °C でスエージした。写真5. 1 に 800 °C スエージ材の焼鈍後のミクロ組織を示す。スエージ後、900 °C および 1000 °C / 1 h の焼鈍を施しても組織変化は認められない。一方、1100 °C および 1150 °C 烧鈍では写真5. 2 に示すように棒材の外側は加工組織のままであるが、中心部は粗大な再結晶組織となっている。中心部のみ再結晶したのは、スエージ加工では外側よりも中心側での加工歪が大きくなることに関係していると考えられる。200 °C 烧鈍では外側も再結晶組織となっており、中心部よりも粗大粒となっている。写真5. 3

に1200°C焼鈍材の断面ミクロ組織を示す。最外表面と中心部に比べて中間部分では極めて粗大な結晶粒組織となっている。図9に温間スエージ材の再結晶の温度依存性を示す。中心側の方が表面側よりも再結晶温度が低く、1100°C程度と考えられるが、1200°C焼鈍では表面側の方が歪が小さいので粗大粒となり、著しい軟化を示す結果となった。

[被覆管試作]

表3に被覆管加工工程を示す。1回目の工程では30φの押出棒材を機械加工して、外径22φ、内径14φの素管をスタート材とした。板材の圧延試験の結果から、加工率を30～45%と高めに設定した。9回の3ロール圧延+1回抽伸（プラグドロー）し、最終センタレス研磨により「もんじゅ」サイズ（6.50φ×0.47t×>1000L；mm）に仕上げる予定であった。この工程では全加工率は95.8%になる。図10に工程毎の硬さ変化を示す。押出材の硬さはHV370でこれを圧延するとHV440～460まで加工硬化する。焼鈍条件は焼鈍炉の能力に合わせて1120°C×4分とした。2回目の圧延で内面周方向にミクロ割れが認められた。写真6.1, 6.2に割れ部近傍のSEM像およびEDX分析結果を示す。SEM観察の結果、この割れは機械加工時のバイト目が進展したものであると推定された。0.3mmの酸洗により除去され、それ以後の工程で発生することはなかった。焼鈍後の硬さはHV360～390でほぼ押出時即ち1次再結晶時の硬さに近い値となっていた。写真6.3に各工程材のミクロ組織を示す。圧延材は加工組織が十分に発達した組織にはなっていない。焼鈍材は再結晶組織になっているが、一部に未再結晶部と思われる領域がのこっている。4回目の圧延までは大きな割れは発生しなかったが、5回目の圧延時に長手方向に割れが認められた。写真6.4に試作管の表面疵発生状況を示す。疵は目視では識別しにくいので、カラーチェック後のインディケーションで割れを表示する。割れの特徴は、
①管圧延方向（長手方向）にほぼ平行に走っており、同一方向に若干傾いている。
②幅が狭く、長さが20～70mmのものが多い。
③割れは管外面側にのみ認められ、内面側には生じていない。

写真6.5に割れ部断面のSEM像を示す。割れは表面から走っており、延性破壊特有のディンブルパターンと脆性破壊に特徴的な劈開破壊が混在している。割れの発生はこの材料の韌性、延性に関わっていると考えられる。写真6.6に割れ部断面ミクロ組織を示す。亀裂は表面から斜めに走っており、深さ150μm程度の位置で止まっている場合が多く、貫通割れに至るものはない。割れが斜めに走っているのは、管加工時の回転（約60°）に関連していると考えられる。

表4に割れの原因と対策をまとめて示す。

材質的な要因としては、①未再結晶部が多い。②途中工程から窒素量が増えている。③②の結果、Ti化合物（特に窒化物、酸化物）が圧延方向に並ぶ。などが考えられる。

①については透過電子顕微鏡組織観察により、再結晶挙動を追跡した。写真7.1に押出材のTEM（薄膜）像を示す。押出方向に並んだ微細な結晶粒ではあるが、完全に転位密度の低い再結晶（1次）した組織になっている。写真7.2に1圧後焼鈍（1120°C/4分）材のTEM像を示す。再結晶している場所もあるが、転位密度の高い未

再結晶部分が多く存在している。写真7. 3に2圧後焼鈍材のTEM像を示す。再結晶領域と未再結晶領域が交互に形成されており、再結晶率は約50%である。一度この組織が形成されると比較的安定に存在し、圧延+焼鈍を繰り返しても容易に崩れないようである。おそらく冷間圧延時には再結晶部と未再結晶部の界面近傍に歪が集中し、表面で発生した亀裂がこの部分を伝播するものと考えられる。写真7. 4に4圧後1200°C/1h焼鈍した後のTEM組織を示す。1120°C焼鈍材に比べて再結晶領域は広がっているものの、未再結晶部が残っており、再結晶と未再結晶が交互に並んでいる。写真7. 5は写真7. 4の再結晶部を拡大したものであり、線状に酸化物が配向しているのが認められる。並んでいる方向はいずれも<001>方位であり、圧延方向と一致している。写真7. 6は更に高倍で観察したもので、細かく分散している酸化物粒子は比較的ランダムに分布している。クリープ破断強度に大きく関係している微細な粒子は方向性はないものの、比較的粗大な粒子は圧延方向に並ぶ傾向があり、再結晶挙動に影響していると考えられる。写真7. 7に4圧後の焼鈍時に特徴的な組織を示す。四角な粗大粒子が圧延方向に並んでおり、これをEDX分析すると、Ti(C,N)と同定される。この炭窒化物の析出、配向も割れが発生しやすくなつた原因の1つと考えられる。表5に製管工程毎のイットリウム、酸素、窒素量分析結果を示す。イットリウム量と酸素量は押出時から9回圧延時まで変化はないが、窒素量は5回目の圧延時から増加している。おそらく4回目の圧延後の焼鈍時に窒素が混入したものと思われる。この結果として、Ti窒化物が増加し、途中から加工性が低下したものと推定される。

成形上の要因としては、3ロール圧延法の特徴としてロールエッジによる押し込みが考えられる。また管加工パラメータQ(後述)の値が大きくなる傾向があるため、管表面への残留応力が大きくなることが予想される。

以上の推定原因をもとに工程を検討した結果を表6に示す。従来工程と改善工程の違いは(1)素管の形状を外径22φから16.25φに変更。(2)焼鈍回数を減らす。1圧延パス毎に焼鈍から圧延2パス毎に1回焼鈍。(3)Q値を約1.5にする。(4)各パスの外径変化量を小さくする。

ここでQ値とは、 $Q = \ln(\text{肉厚変化率}) / \ln(\text{平均径変化率})$ で定義される管特有の加工パラメータである。Q=1の場合は相似形に加工されることになり、周方向と軸方向の変形量がバランスし、加工時の残留応力が小さくなると考えられる。Qの値が1から離れるに従って、歪がアンバランスとなり、残留応力、特に今回の割れの原因と考えられる周方向の残留応力が大きくなると予想される。

これらの対策を講じて製管に再挑戦した結果、最終パスまで割れを発生させることなく被覆管の試作に成功した。図11に各工程毎の加工率とQ値の変化を従来工程と比較して示す。従来工程では加工率が20%から45%とばらつきが大きいが、改善工程では一回当たりの加工率は約16%で、2回に1回焼鈍するいわゆる連圧工程であるから、実質の加工率では約30%でほぼ一定の加工率となっている。またQ値は従来工程では1.3から2.8まで変動が激しいが、改善工程では約1.5に制御されている。図12に1150°C押出材の各工程毎の硬さの変化を示す。T方向の硬さは押出時でHV360で1,2回目の圧延によりHV400まで加工硬化しているが、それ以後のパスでは約380程度に納まっている。焼鈍後の硬さは各焼鈍後もHV340~3

50と一定の硬さになっており、押出（1次再結晶）時よりも軟化している。L方向の硬さはT方向より若干硬度が低い傾向が認められる。図13に1050°C押出材の各工程毎の硬さの変化を示す。1050°C押出材は1150°C押出材に比べて押出時の硬さが硬い（HV380～390）特徴があり、1, 2回目の圧延時にはHV430まで加工硬化している。しかしその後の圧延時にはHV400程度、焼鈍時にHV370程度まで軟化することにより圧延に支障はなかった。

図14に各工程毎の管外表面の残留応力を示す。従来工程では割れは管外表面から発生しており、管表面周方向の残留応力が割れと密接に関連したものと考えられる。ここで表面の残留応力はX線回折（ $\psi-\theta$ 法）により求めた。管長手方向の残留応力は2圧、8圧後に高い値になっているものの、周方向の残留応力は0に近く、工程改善の効果が残留応力に表れていると言える。

図15に得られた被覆管（従来工程：割れのない健全部から試験片採取）の650°Cにおけるクリープ破断強度を示す。目標とする10000時間、200MPaに対してわずかに下回っているが、ほぼ近い値になっている。図16に改善工程材の650°Cクリープ破断強度を示す。F71鋼は0.20%Y₂O₃、F72鋼は0.18%Y₂O₃、F73鋼は0.15%Y₂O₃であり、Aは1150°C押出、Bは1050°C押出を示す。各鋼種ともに強度が低く、目標とする200MPaを下回っている。F71鋼は傾きが小さく（時間依存性が小さい）、長時間側では最も高い強度になると思われる。従来材より強度が低くなった原因是Y₂O₃量が少ないことが考えられる。また破断伸びが小さいことから、再結晶が不十分で目標としていた完全再結晶組織にならなかったことも原因と考えられる。写真8.1から写真8.6にF71～F73鋼被覆管のTEM組織を示す。いずれも再結晶は起こっているものの、未再結晶部も多く、特に再結晶部でも転位密度が高い領域が認められる。これは最終加工仕上げの指定があったため、抽伸加工時の歪が残ったためと考えられ、今後検討を要する課題と考えられる。一方、酸化物粒子は均一に分布しており、方向性は認められなかった。

図17に被覆管のリング引張試験結果を示す。400°Cにおける一様伸びはいずれの鋼種も1%を上回っており、目標をクリアしている。

表7に以上のまとめとして、これまでのODSフェライト鋼の成分と特性を比較して示す。H4年度はY₂O₃量が0.34%と高かったため、再結晶は起こらず、加工性も悪かったため、強度の異方性が大きく、内圧クリープ破断強度は低かった。H5年度は合金成分の影響を中心に検討した結果、再結晶が十分起こる成分範囲を明らかにして、棒材をくり抜いた管ではあるが、極めて高いクリープ破断強度を達成することができた。今年度はH5年度に求められた組成で冷間加工による被覆管試作を行い、割れのない寸法公差を満足する管製造に成功した。得られた管の再結晶は不十分であるが、クリープ強度は一部の鋼種で目標に近いレベルを達成した。

3-2 ODSマルテンサイト鋼

[化学成分]

表1にODSマルテンサイト鋼の化学成分を示す。

2.8W-0.3Tiをベース組成として、

M61鋼は0.10%C-11%Cr-0.32%Y₂O₃-0.11%Ex.O,

M62鋼は0.11%C-9%Cr-0.28%Y₂O₃-0.08%Ex.O,

M63鋼は0.19%C-11%Cr-0.31%Y₂O₃-0.08%Ex.O,

M65鋼は0.01%C-9%Cr-0.23%Y₂O₃-0.07%Ex.O

となっている。図18のシェフラー状態図を用いてそれぞれの組成から組織を求めるとき、いずれの鋼種もマルテンサイト／フェライト2相域に入っていることがわかる。この中で、M63鋼はC量が多いため、マルテンサイト単相に近い組成となっており、逆にM65鋼はC量が他の鋼種に比べて低いため、フェライト単相に近い組成となっている。

[加工熱処理]

図19にM61鋼の硬さに及ぼす焼きならし温度の影響を示す。1150°C押出材では900°C以下ではHV450であるが、1000~1200°CではHV500になっている。1300°Cでは著しい軟化が起こっており、この原因は酸化物粒子の成長、 γ 粒径の粗大化、 δ フェライトの析出などが考えられる。よって焼入れ温度としては1000~1200°Cが適当だと考えられる。850°C押出材では800~900°C熱処理材の方が硬くなっている。これは押出時の歪が十分解放されていないことと酸化物の析出に関連していると考えられる。図20にM62、M63、M65鋼の硬さに及ぼす焼準温度の影響を示す。C量の高いM63鋼は1000~1200°Cで硬化しているが、その他の鋼種は温度が高くなるに従って軟化する傾向が認められる。M65鋼はフェライト鋼に近いので硬さが低く、加工性は良好と考えられる。

写真9.1, 9.2にM61鋼1150°C押出材の焼きならし後のミクロ組織を示す。焼きならし材はいずれも方向性の小さい組織となっている。黒く見えるところはマルテンサイト、白い部分はフェライトの2相組織となっており、1300°C焼鈍材はフェライトが多い組織となっている。1300°C焼鈍では粗大化した析出物とアルゴンガスバブルが認められる。写真9.3, 9.4に850°C押出+焼きならし材のミクロ組織を示す。850°C押出材は焼きならし後も加工の影響が認められ、組織が緻密である。写真9.5, 9.6に1150°C押出材の炉冷処理後のミクロ組織を示す。炉冷処理ではあるが、フェライト化は十分に起こっておらず、焼きが入った組織となっている。炉冷してもフェライト相にならなかった原因是酸化物粒子の量に関係していると考えられ、酸化物量が多い場合は逆変態が起こりにくい可能性がある。

写真9.7, 9.8にM63鋼1150°C押出材の焼きならし後のミクロ組織を示す。白く見える部分がフェライト相であり、C量の高いM63鋼でも2相組織になっていることがわかる。写真9.9, 9.10にM63鋼850°C押出材の焼きならし後のミクロ組織を示す。1150°C押出材と異なりマルテンサイト単相に見え、極めて緻密な

組織となっている。

写真10. 1にM65鋼(9Cr低C)の焼鈍材ミクロ組織を示す。1100°Cまでは押出材と組織の違いは認められないが、1200°Cを越えると急激な結晶粒の粗大化が起こっている。組織面ではほぼフェライト単相と判断される。

写真11. 1~11. 3にM61, 62, 63鋼押出材を1100°C焼きならし後、700°C~800°Cで1時間焼戻し後各温度で炉冷処理した後のミクロ組織と硬さを示す。写真11. 1のM61鋼では850°C押出材に比べて1150°C押出材の方が結晶粒が大きく、フェライト相の面積率が大きい。フェライト相の硬さはHV200~250程度であるが、マルテンサイト相は硬度が高く、特に850°C押出材の方が硬い。つまり、フェライト相は熱処理によって軟化が期待できるが、マルテンサイト相が析出する場合は焼戻しを長時間行っても軟化は難しいと判断される。M62鋼もM61鋼と同様の組織となっている。C量の多いM63鋼では1150°C押出、850°C押出材ともに組織が緻密で、フェライト相量は少ない。焼戻し温度を高くすると、フェライト相は軟化するが、マルテンサイト相はかえって硬くなってしまい、軟化熱処理が難しいことがわかる。

表8に以上のまとめとして、これまで検討してきたODSマルテンサイト鋼の成分と特性を比較して示す。H4年度からマルテンサイト鋼を検討しており、H4, H5年度はC量、 Y_2O_3 量が高い鋼種であったため、硬度が高く、マルテンサイト単相に近い材料であった。そのため、内圧クリープ破断強度は高いが加工性に問題があった。今年度は加工性におよぼす組成と熱処理条件の影響を検討した。C量0.1%のM61, M62鋼ではフェライト/マルテンサイト2相組織でいずれもHV350で従来材よりは硬度の低いものが得られた。C量が0.2%のM63鋼ではマルテンサイト単相となり、硬度はHV400程高めになった。一方、M65鋼は低Cであったため、結果としてフェライト単相に近く、著しい軟化が認められた。HV150程度であり、加工性は十分あると判断される。

4. 結言

- (1) ODS フェライト鋼被覆管の冷間圧延による試作を行い、今回初めて欠陥がなく寸法公差を満足できる被覆管の製造に成功した。
- (2) 初回の試作では圧延の途中工程で縦割れが発生した。割れの発生原因は管周方向の残留応力に起因すると考え、工程を洗いなおした。加工パラメータ Q を制御することにより残留応力を低減し、割れを防止することができた。
- (3) 得られた被覆管のクリープ破断強度は目標を若干下回る結果になった。この原因は再結晶率に関係していることが推定された。
- (4) マルテンサイト鋼の合金成分を検討した結果、 Y_2O_3 量を制御することにより、冷間加工可能な延性が得られることが確認された。

5. 今後の予定

- (1) 今回の結果をベースに完全再結晶組織が得られる工程を検討する。
- (2) 今回の成分範囲でマルテンサイト鋼の成分設計を行い、日仏共同研究用押出素管および被覆管を試作する。

参考文献

- 1) 藤原優行ら, 分散強化型フェライト鋼MA957被覆管の製造試験および評価 (I A)
PNC SJ 9058 87-004, (1987.6)
- 2) 藤原優行ら, 分散強化型フェライト鋼被覆管製造技術開発 2. MA957被覆管の製管
試験 (I) PNC SJ 9058 88-005, (1988.5)
- 3) 藤原優行ら, 分散強化型フェライト鋼被覆管製造技術開発 (VI A)
PNC SJ 9058 94-003, (1994.10)

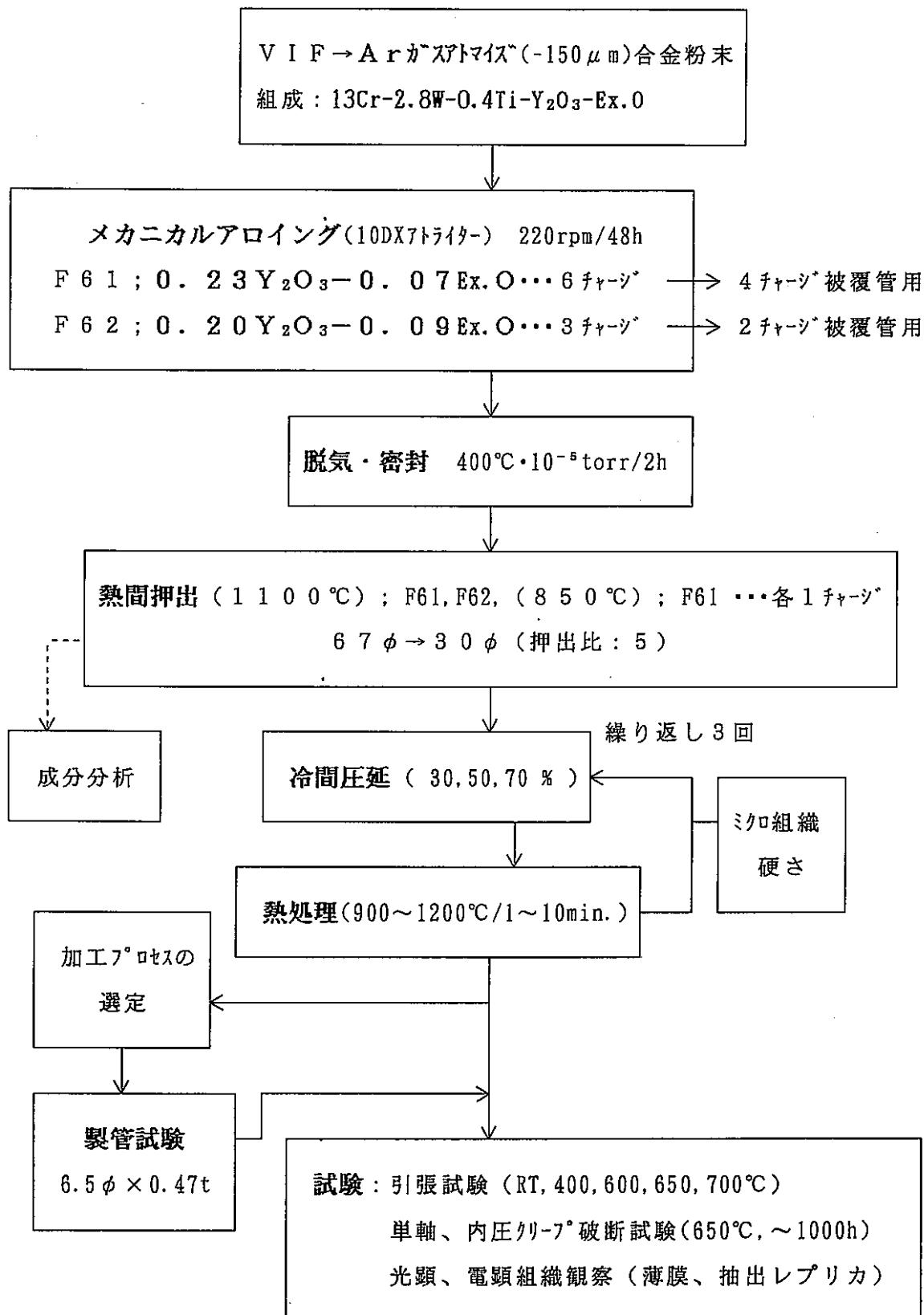


図 1.1 フェライト系 ODS 鋼加工性評価試験工程

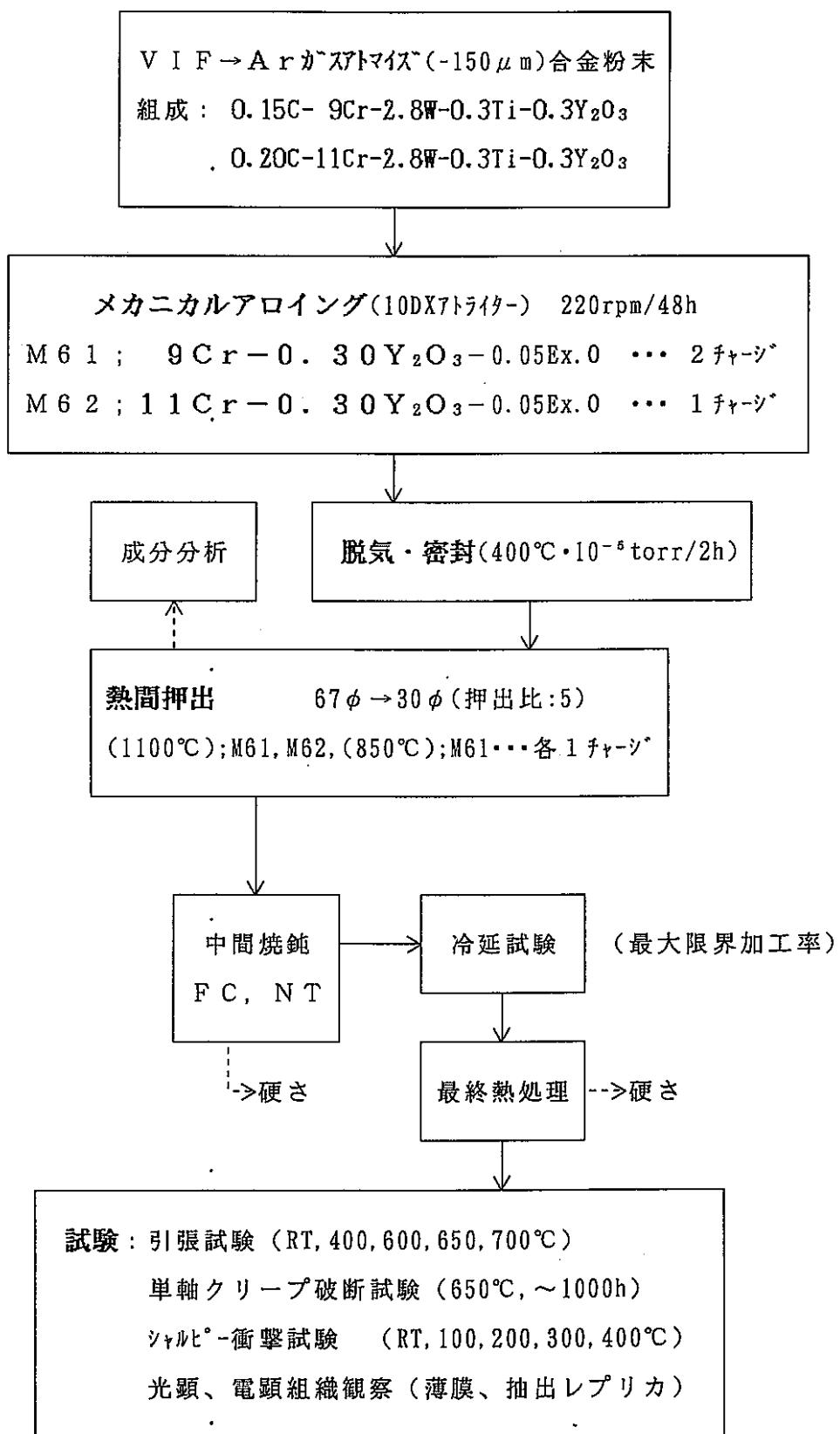
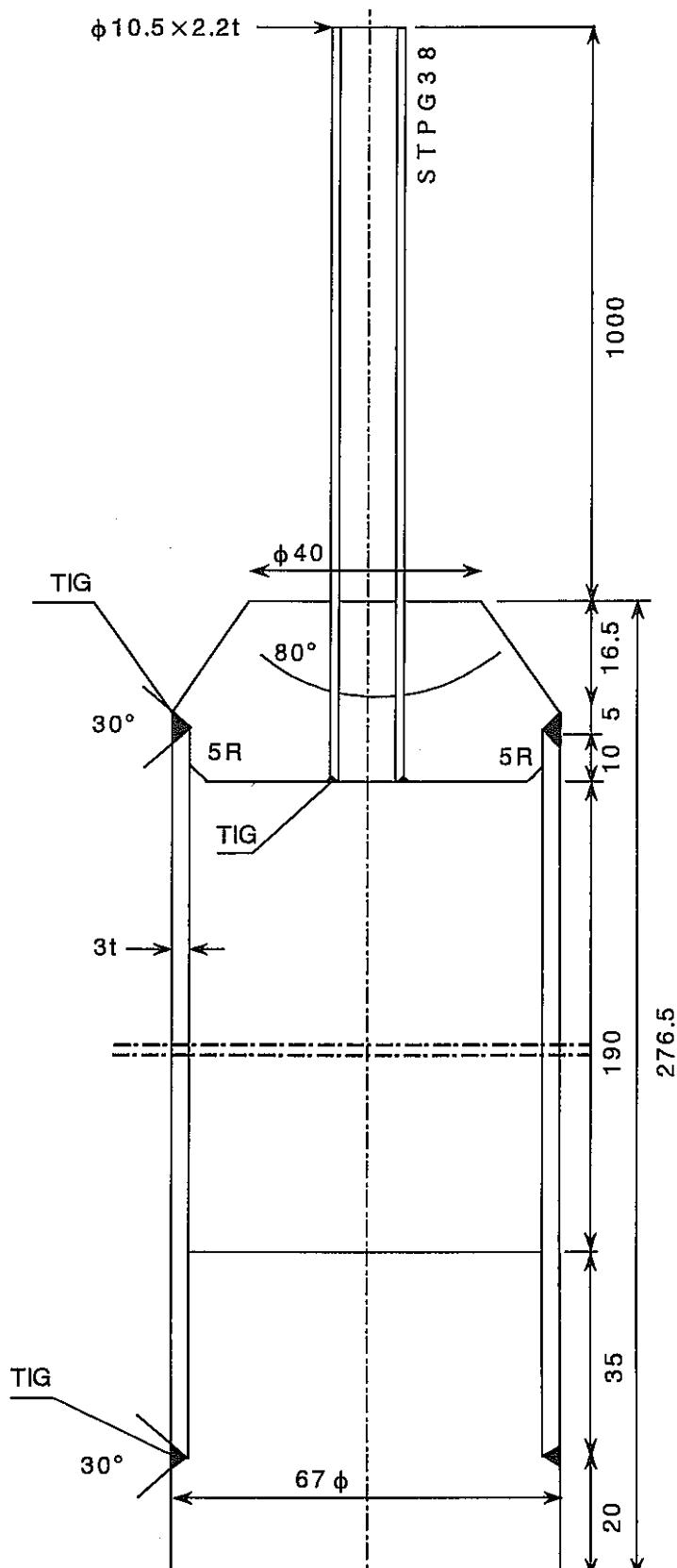


図 1.2 マルテンサイト系ODS鋼加工性評価試験工程



材質：SS 41

図 1.3 ODS フェライト鋼押出カプセル

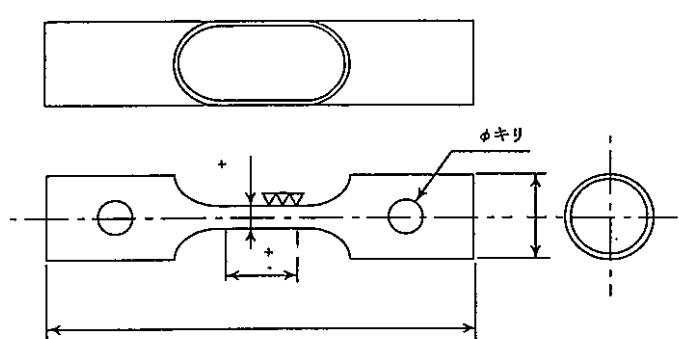


図 3 管材 L 方向引張試験片

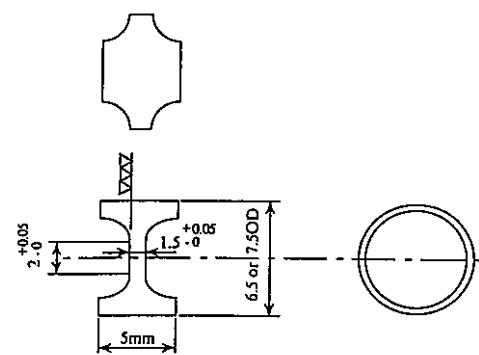


図 4 リング引張試験片

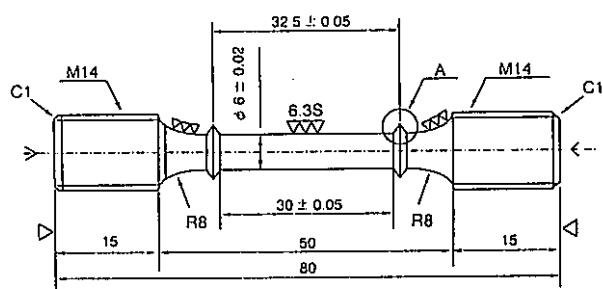


図 5 棒材単軸引張試験片

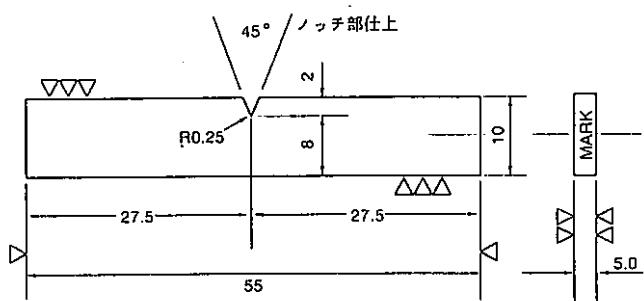


図 6 シャルピー衝撃試験片

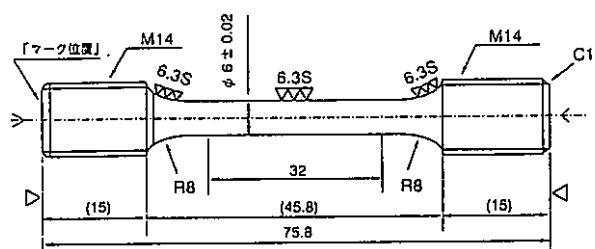


図 7 単軸クリープ試験片

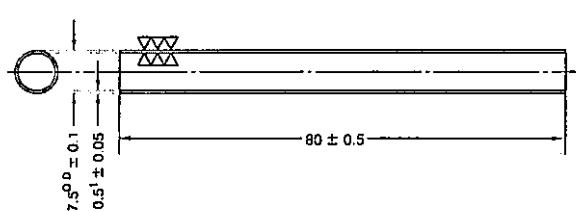


図 8 内圧クリープ試験片

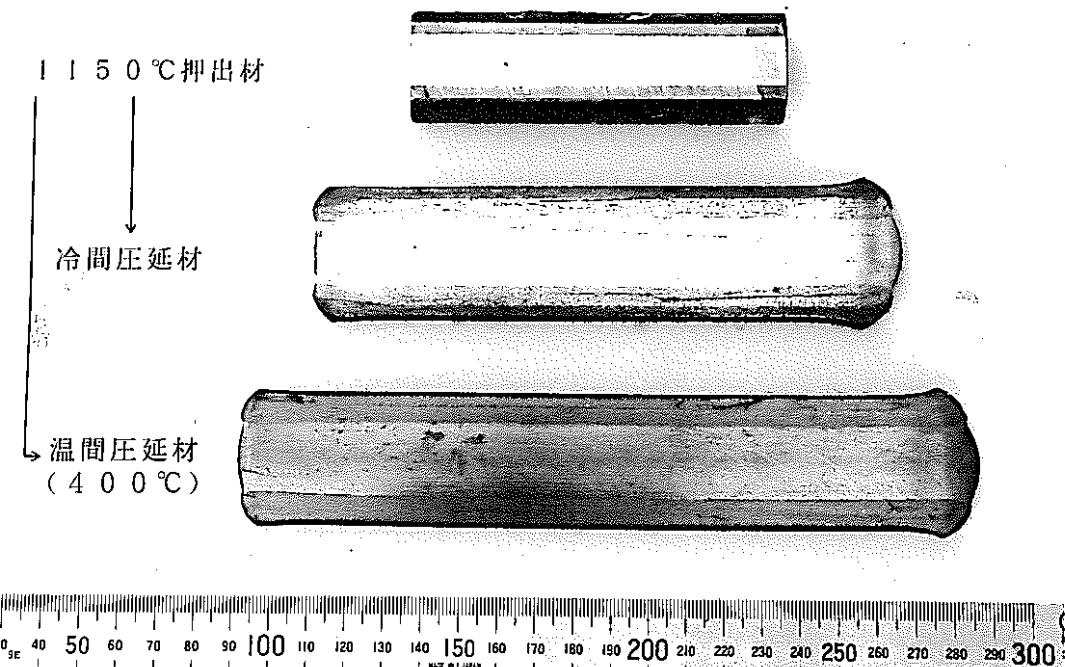
図 1.4 試験片形状

表1 ODS フェライト鋼化学成分

(w t %)

	C	S i	Mn	P	S	Cr	N i	W	Y	Y ₂ O ₃	T i	O	Ex.O	N	A r
F 6 1	0.027 (<.05)	0.070 (<0.1)	0.50 (0.5)	0.005 (<.01)	0.005 (<.01)	13.27 (13.0)	---	2.88 (2.8)	0.17	0.216 (0.23)	0.42 (0.40)	0.12	0.074 (0.07)	0.0098 (0.01)	0.0043 (<.01)
F 6 2	0.018 (<.05)	0.070 (<0.1)	0.48 (0.5)	0.005 (<.01)	0.005 (<.01)	13.60 (13.0)	---	2.30 (2.8)	0.17	0.216 (0.20)	0.42 (0.40)	0.14	0.094 (0.09)	0.0103 (0.01)	0.0047 (<.01)
F 6 3	0.016 (<.05)	0.070 (<0.1)	0.48 (0.5)	0.006 (<.01)	0.005 (<.01)	13.64 (13.0)	---	2.80 (2.8)	0.24	0.305 (0.35)	0.42 (0.40)	0.15	0.085	0.0098 (0.01)	0.0040 (<.01)
M 6 1	0.098 (0.15)	0.057 (<0.1)	0.19 (0.5)	0.006 (<.01)	0.004 (<.01)	10.36 (9.0)	0.049	2.93 (2.8)	0.25	0.318 (0.30)	0.33 (0.30)	0.18	0.113 (0.05)	0.0136 (0.01)	0.0046 (<.01)
M 6 2	0.11 (0.15)	0.055 (<0.1)	0.12 (0.5)	0.008 (<.01)	0.004 (<.01)	9.06 (9.0)	0.034	2.68 (2.8)	0.22	0.279 (0.28)	0.29 (0.30)	0.14	0.081	0.010 (0.01)	0.0044 (<.01)
M 6 3	0.19 (0.15)	0.055 (<0.1)	0.11 (0.5)	0.007 (<.01)	0.004 (<.01)	10.30 (11.0)	0.031	2.61 (2.8)	0.24	0.305 (0.33)	0.28 (0.30)	0.14	0.075	0.014 (0.01)	0.0045 (<.01)
M 6 5	0.009 (<.05)	0.062 (<0.1)	0.36 (0.5)	0.008 (<.01)	0.004 (<.01)	9.80 (9.0)	0.085	2.70 (2.8)	0.18	0.229 (0.33)	0.38 (0.30)	0.12	0.071	0.010 (0.01)	0.0052 (<.01)

鋼種名：F 6 1



鋼種名：F 6 1

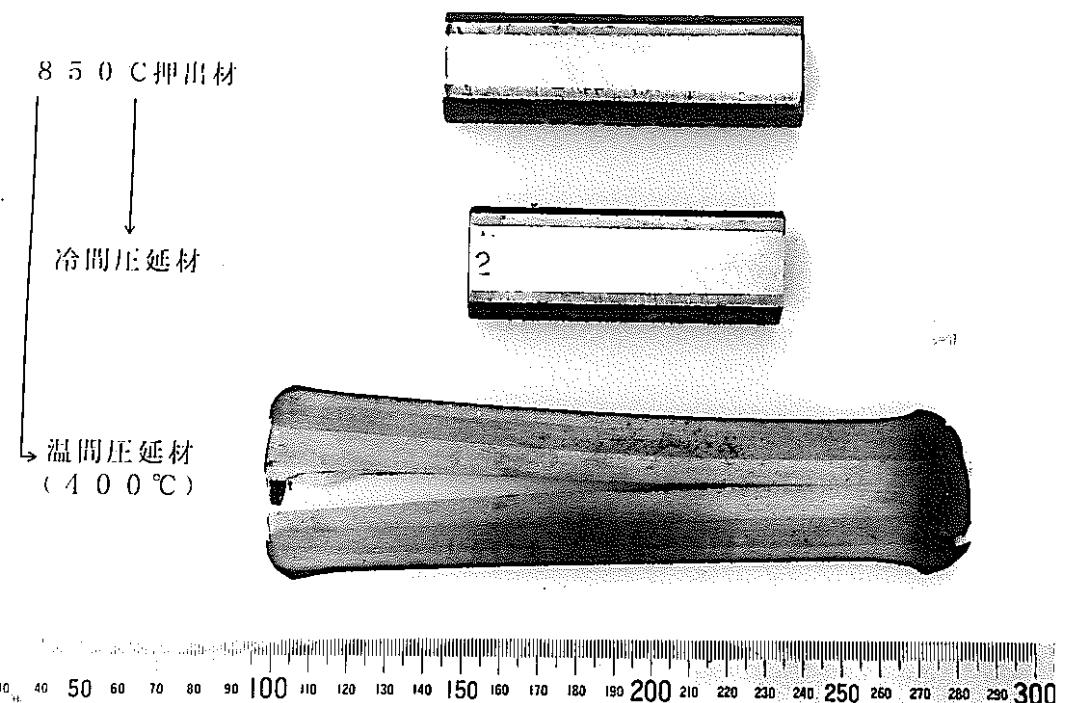
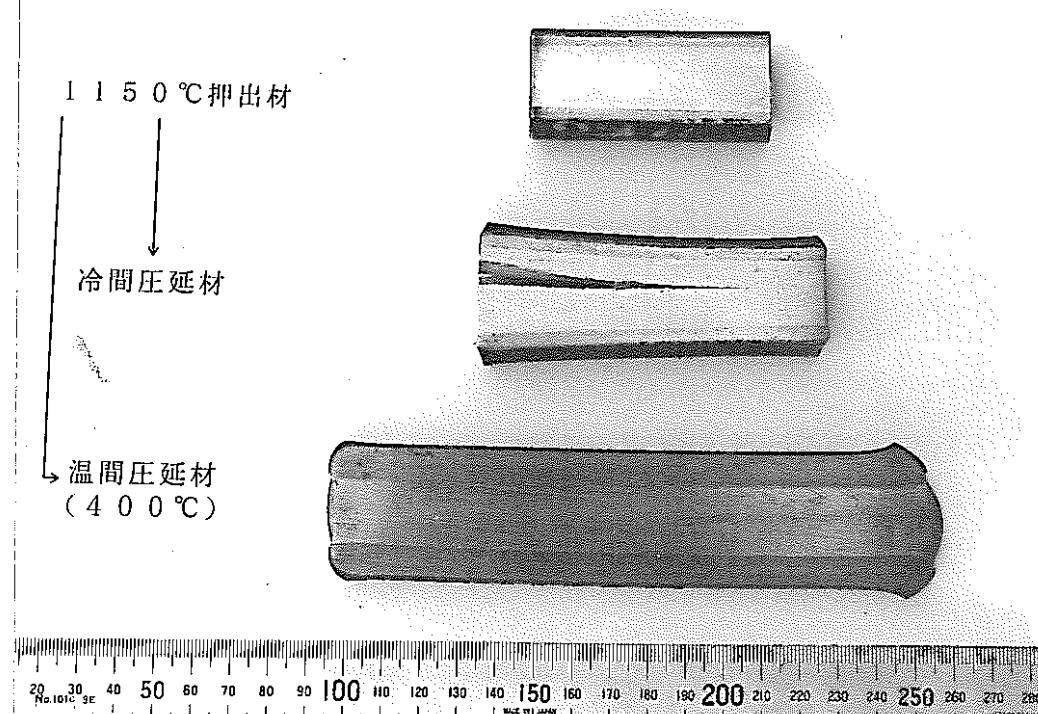


写真 1.1 ODS フェライト鋼(F61)圧延材外観

押 出 : 67 φ → 30 φ
冷 延 : MAX 加工率
温間圧延 : 400 °C, 加工率 = 60 %

鋼種名：F 6 2



鋼種名：F 6 2

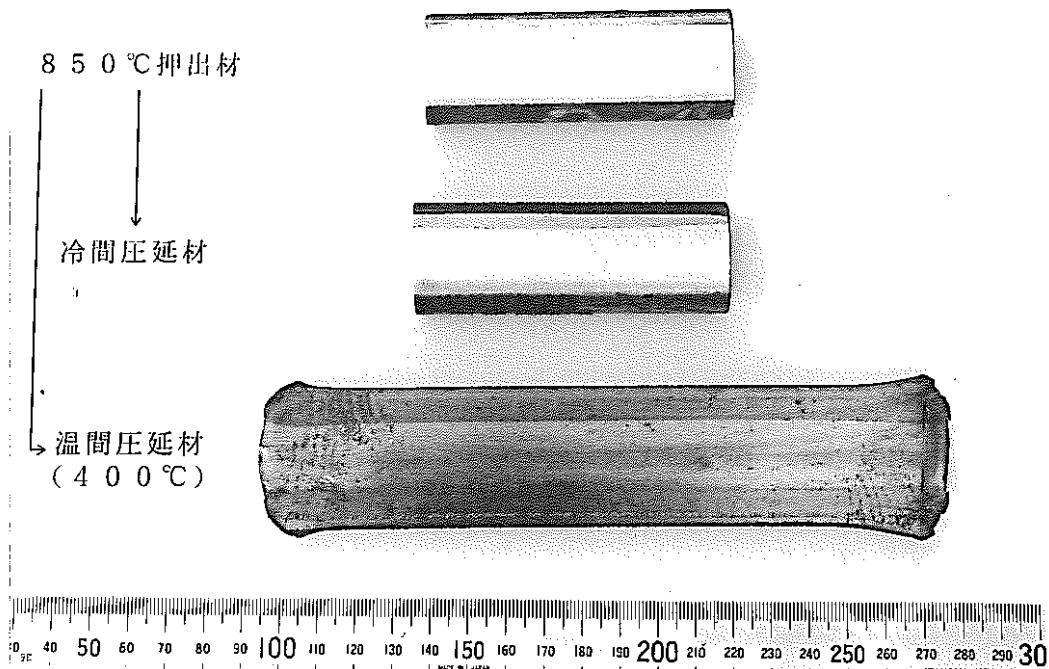


写真 1.2 ODS フェライト鋼(F62)圧延材外観

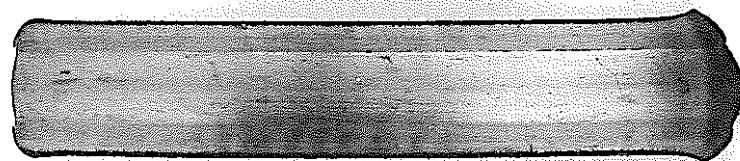
押 出 : 67 φ → 30 φ
冷 延 : MAX 加工率
温間圧延 : 400 °C, 加工率 = 60 %

銅種名：F 6 3

1150°C 押出材

冷間圧延材

温間圧延材
(400°C)



銅種名：F 6 3

850°C 押出材

冷間圧延材

温間圧延材
(400°C)

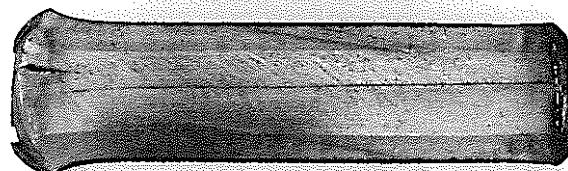


写真1.3 ODS フェライト鋼(F63)圧延材外観

押出 :	67φ → 30φ
冷延 :	MAX加工率
温間圧延 :	400°C, 加工率 = 60%

表2 ODS フェライト鋼の加工性

鋼種	押出温度	加工温度	最大加工率
F 6 1 0.22Y ₂ O ₃ -0.07Ex. 0	1 1 5 0 °C	室温	> 60 %
		4 0 0 °C	> 60 %
	8 5 0 °C	室温	0 %
		4 0 0 °C	5 5 %
F 6 2 0.22Y ₂ O ₃ -0.09Ex. 0	1 1 5 0 °C	室温	1 6 %
		4 0 0 °C	> 60 %
	8 5 0 °C	室温	0 %
		4 0 0 °C	5 0 %
F 6 3 0.30Y ₂ O ₃ -0.08Ex. 0	1 1 5 0 °C	室温	1 0 %
		4 0 0 °C	> 60 %
	8 5 0 °C	室温	0 %
		4 0 0 °C	4 5 %

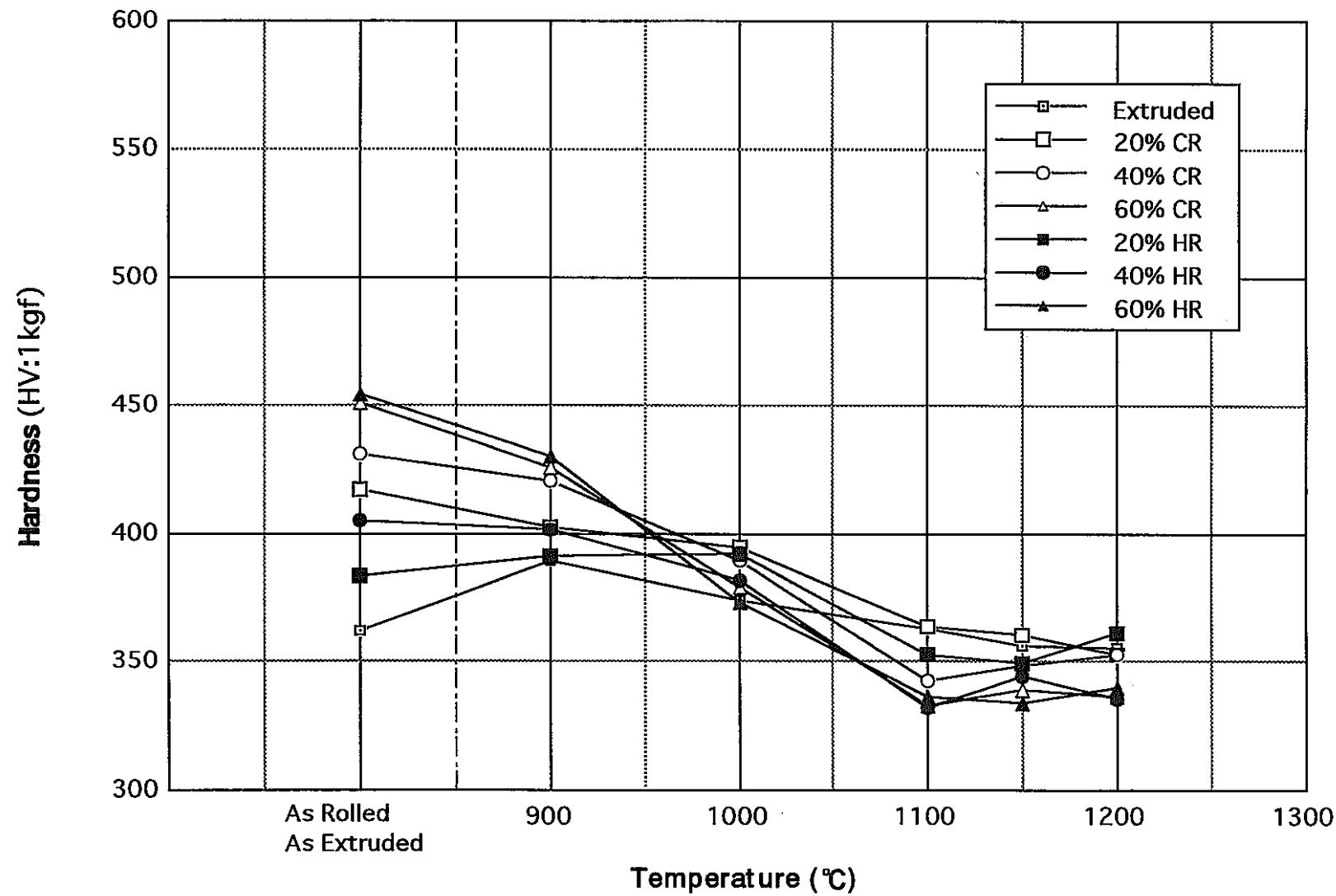


図2 Hardness of F61 after annealing for 1 hour
(Extruded at 1150 °C)

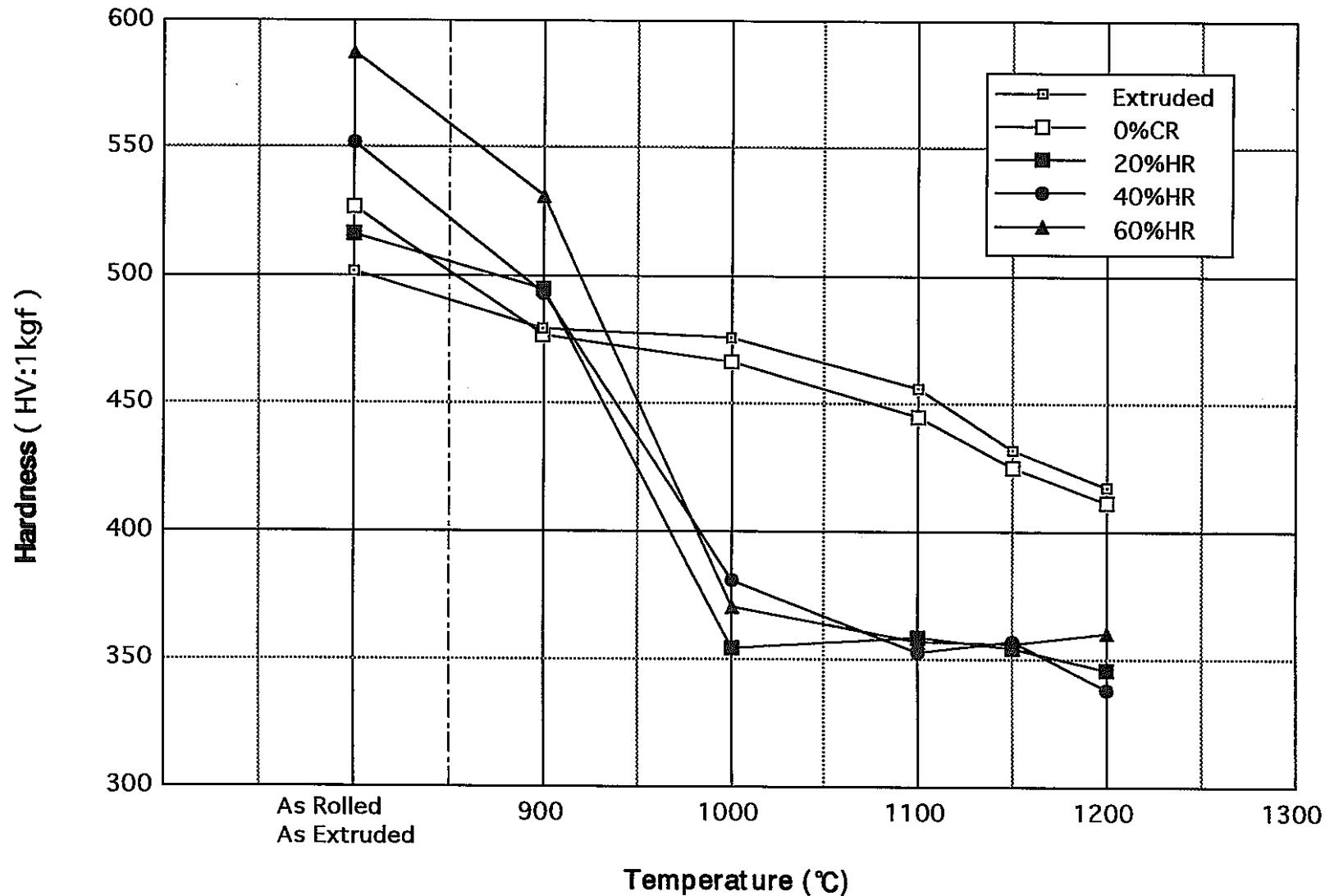


図3 Hardness of F61 after annealing for 1 hour
(Extruded at 850 °C)

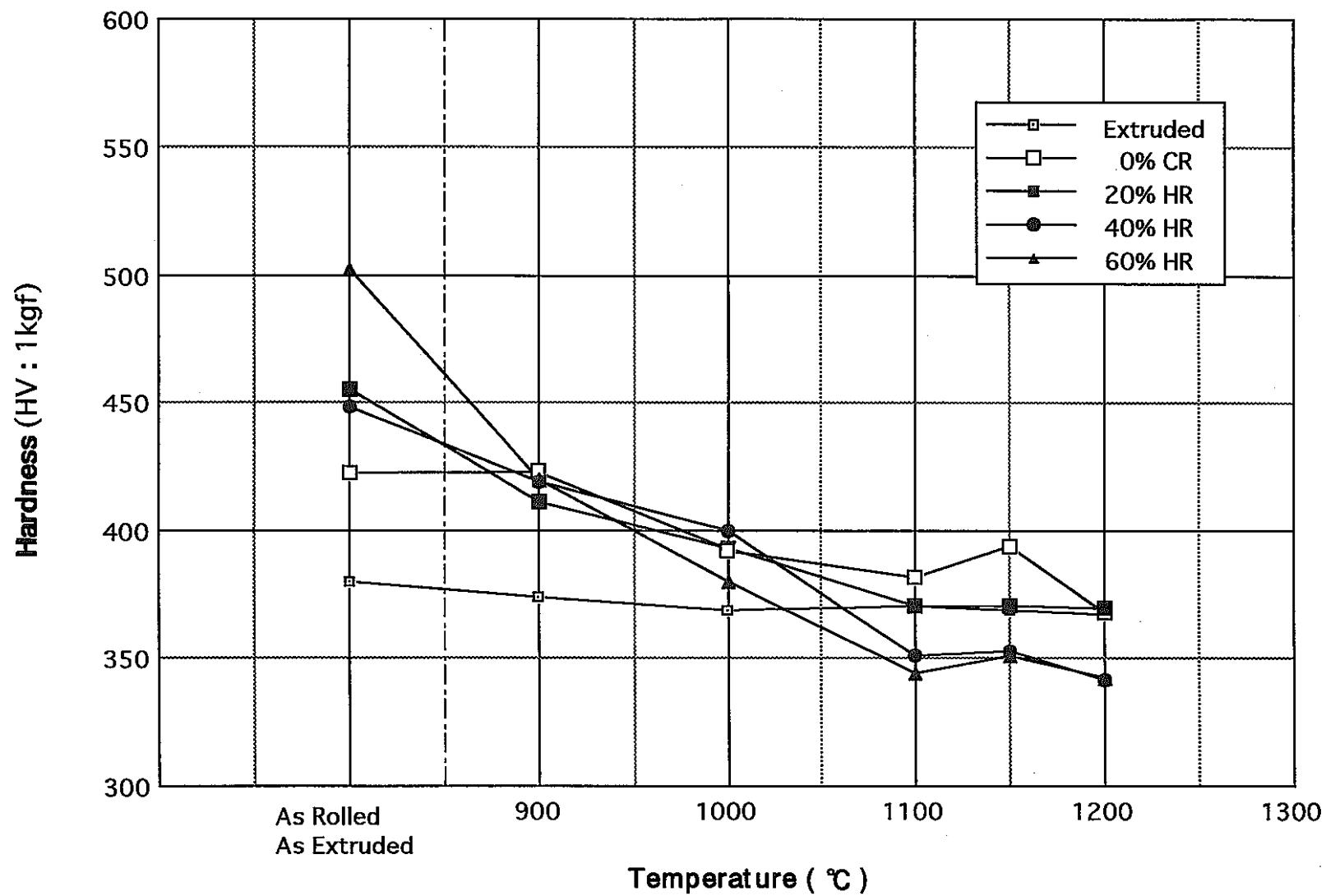


図4 Hardness of F62 after annealing for 1 hour
(Extruded at 1150 °C)

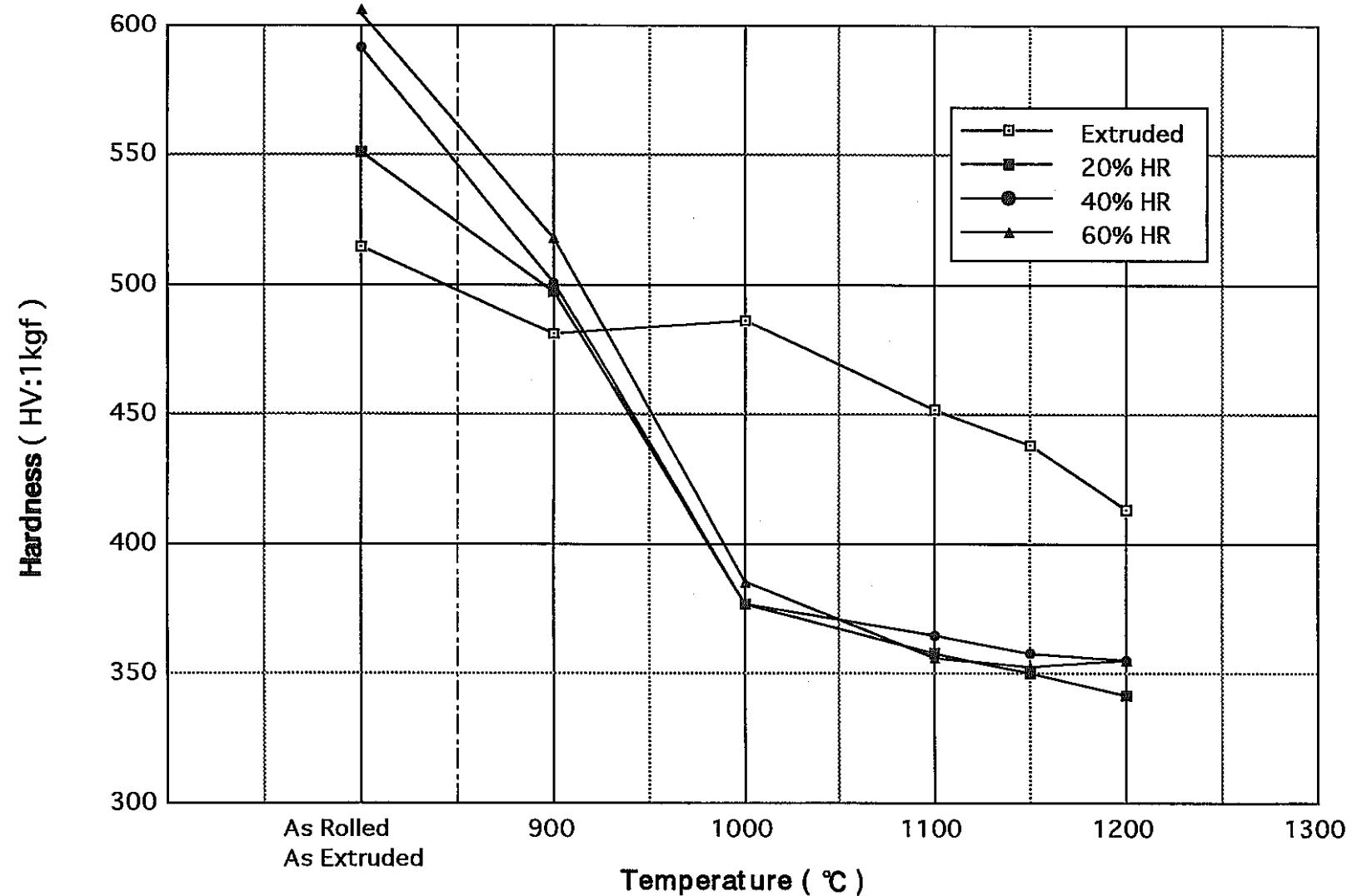


図5 Hardness of F62 after annealing for 1 hour
(Extruded at 850 °C)

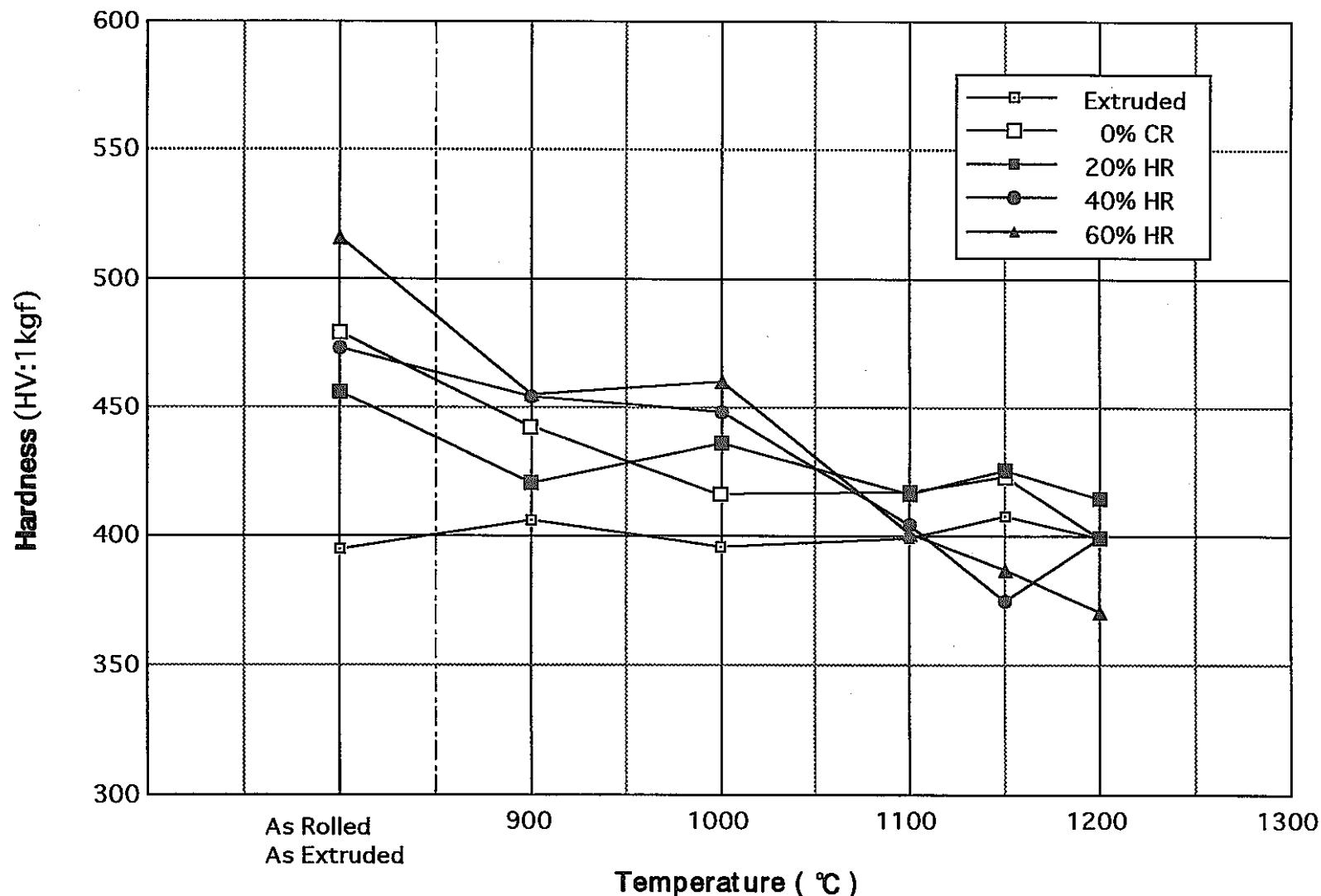


図 6 Hardness of F63 after annealing for 1 hour
(Extruded at 1150 °C)

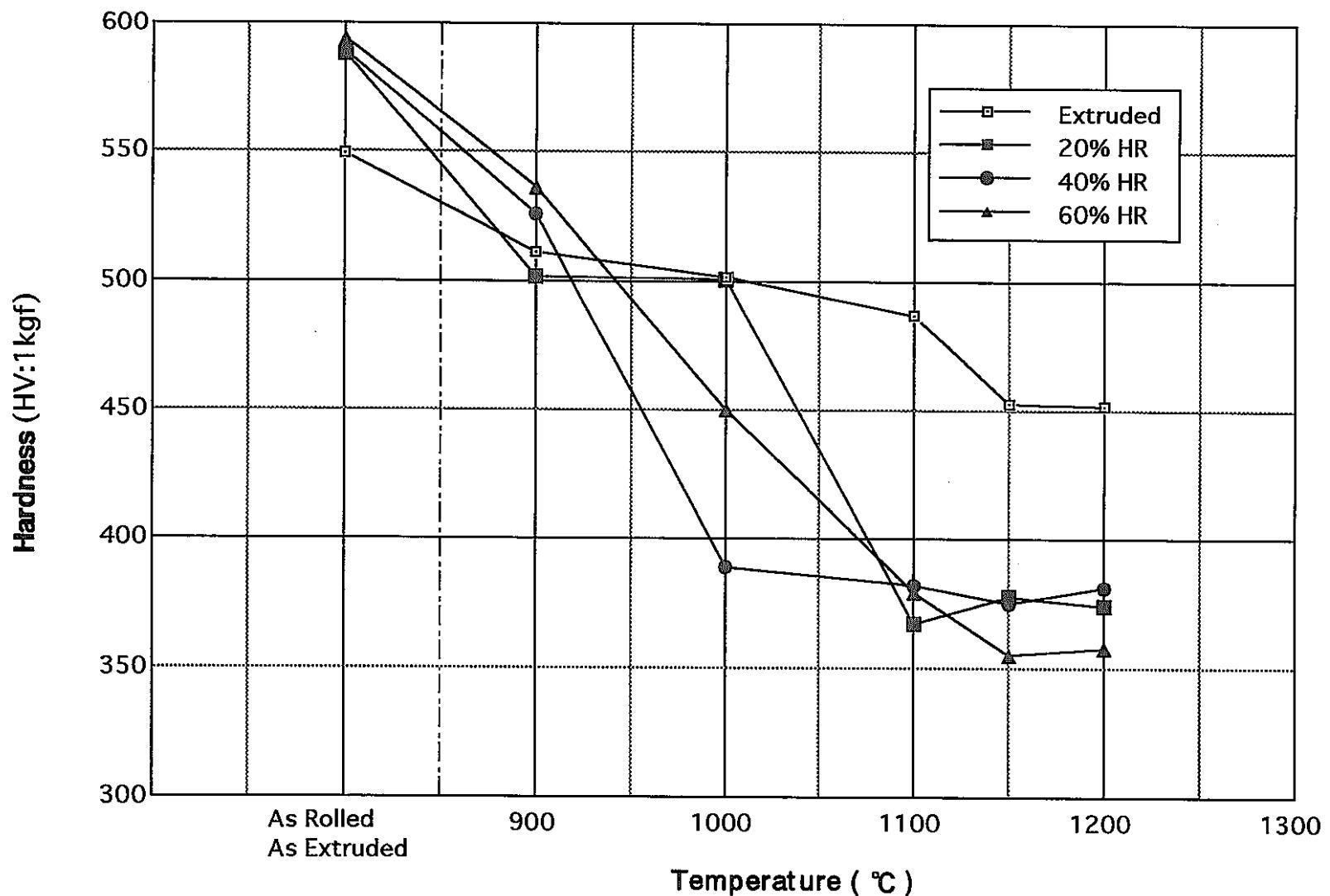
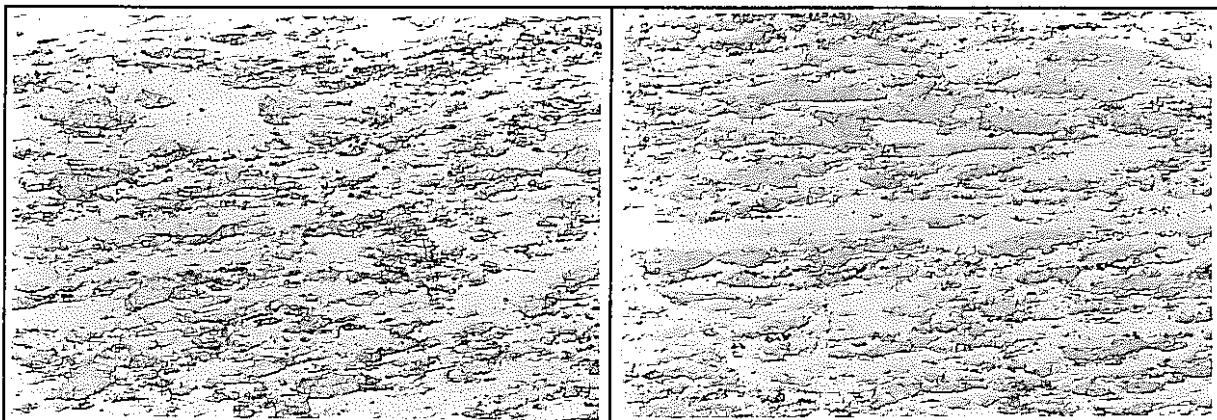


図7 Hardness of F63 after annealing for 1 hour
(Extruded at 850 °C)

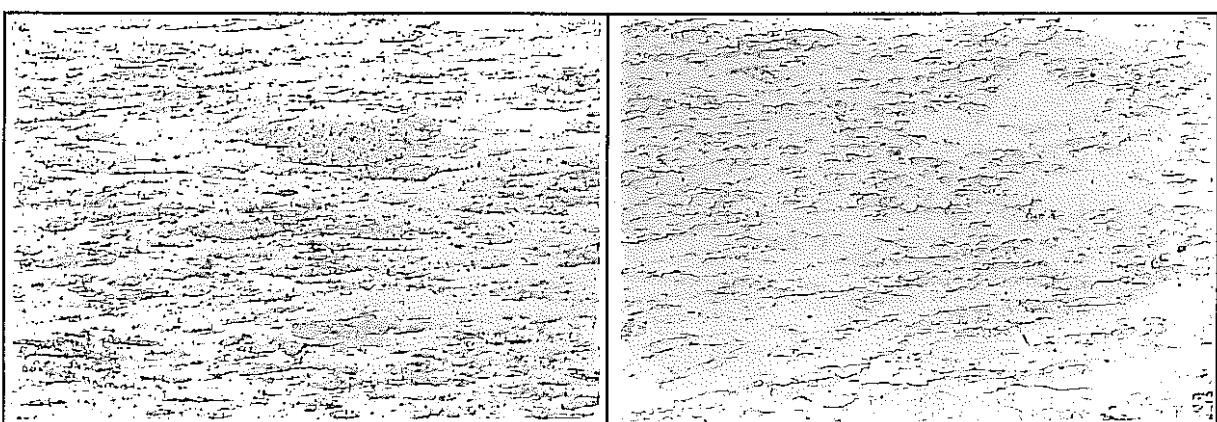
押出材

900°C焼鈍材



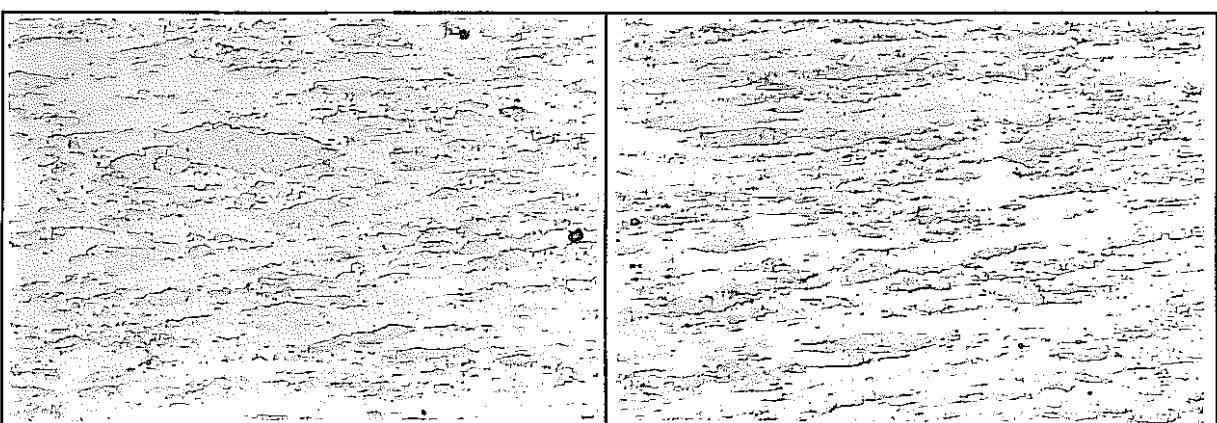
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材



25 μm

写真 2.1 ODS フェライト鋼押出+焼鈍材ミクロ組織(L方向)
(F61/1150 °C押出→焼鈍: 1h/AC)

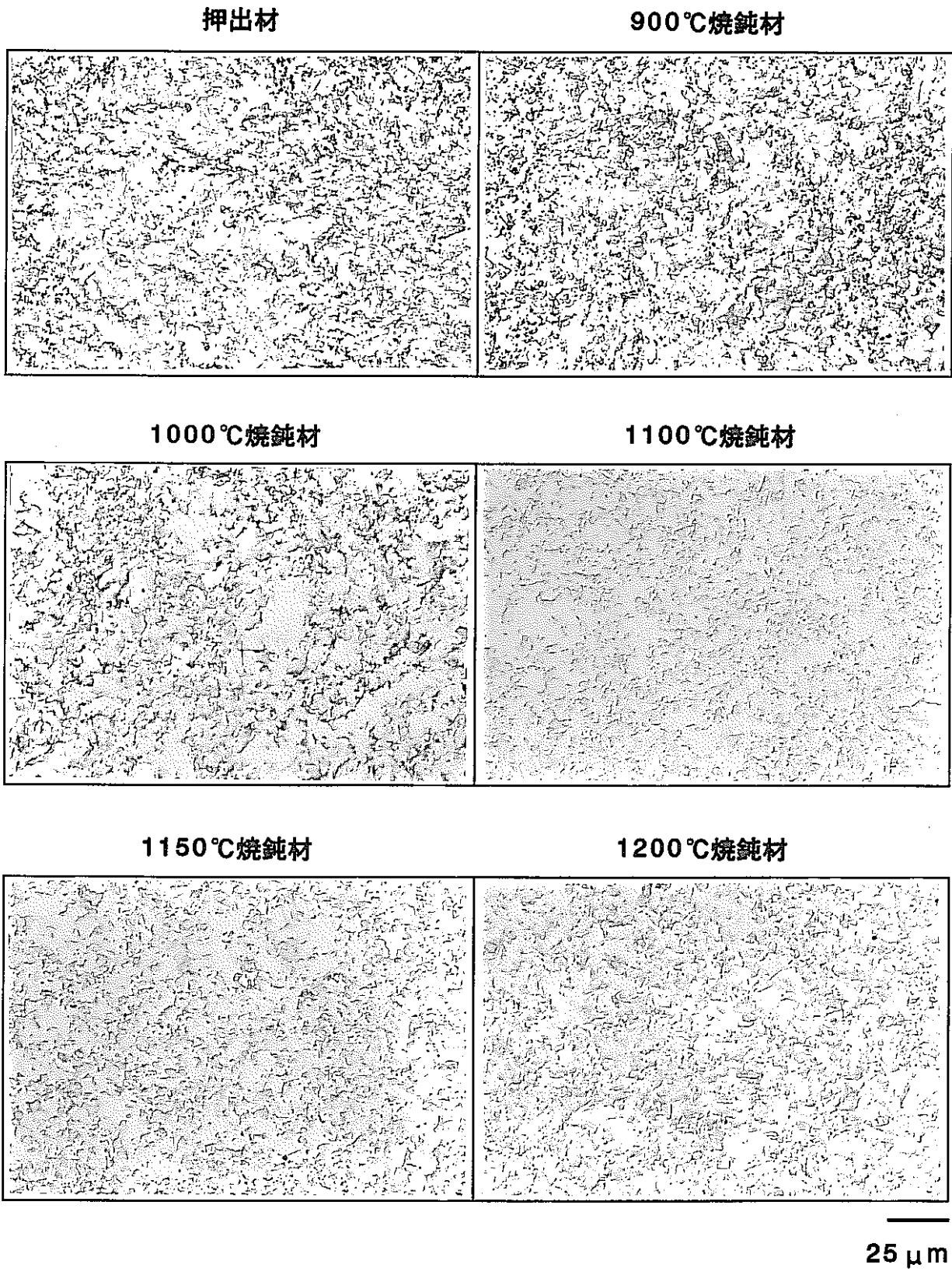
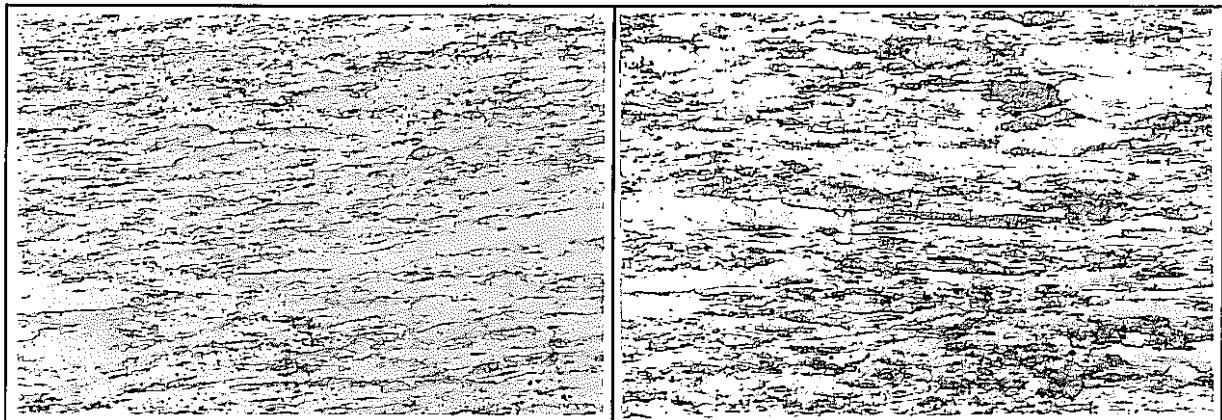


写真 2.2 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織(T方向)
(F61 / 1150 °C 押出→焼鈍 : 1 h / AC)

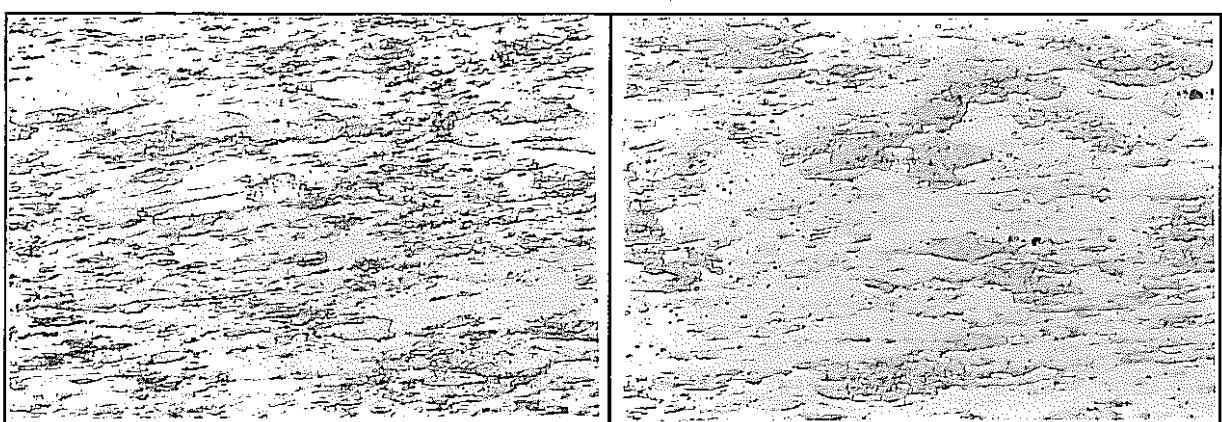
冷間圧延材

900°C焼鈍材



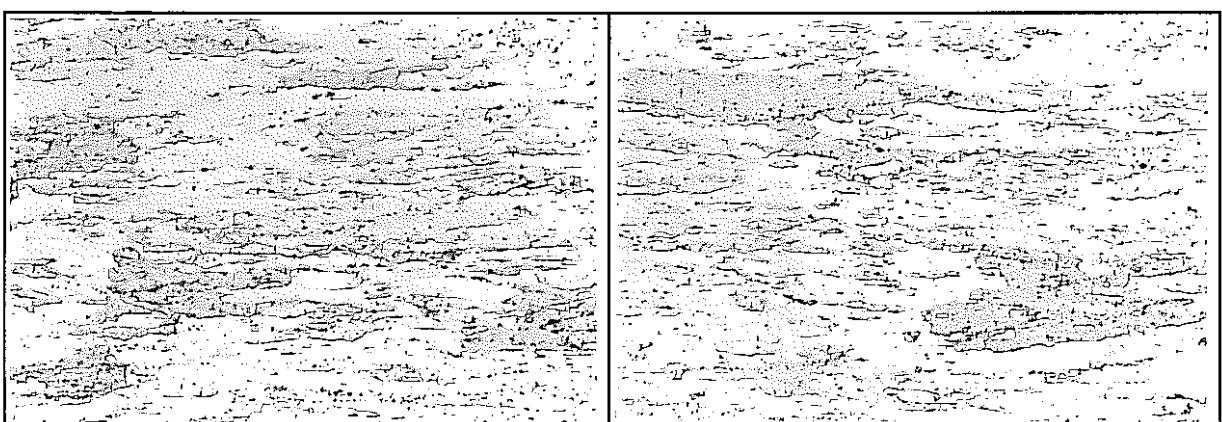
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材



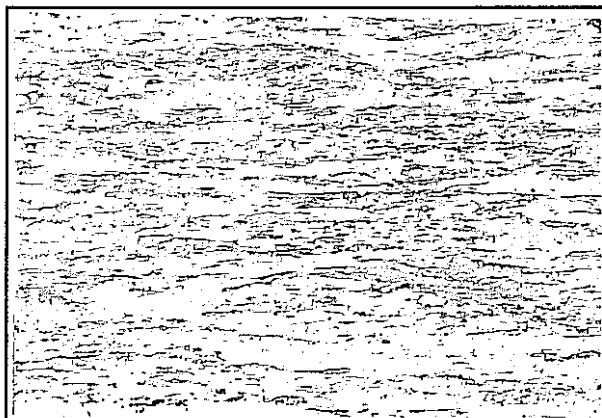
25 μm

写真 2.3 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織 (L 方向)

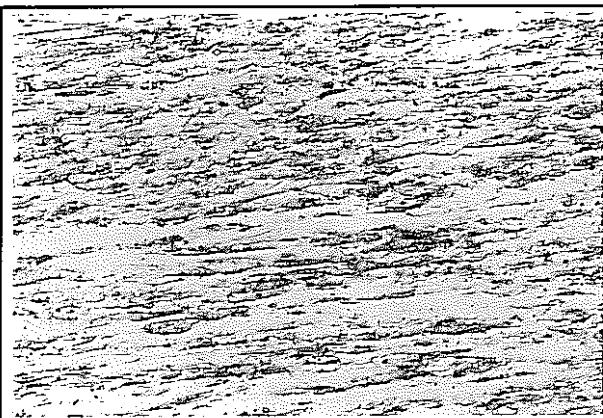
(F61 / 1150 °C 押出 → 冷間圧延 → 焼鈍 : 1 h / AC)

(20 %)

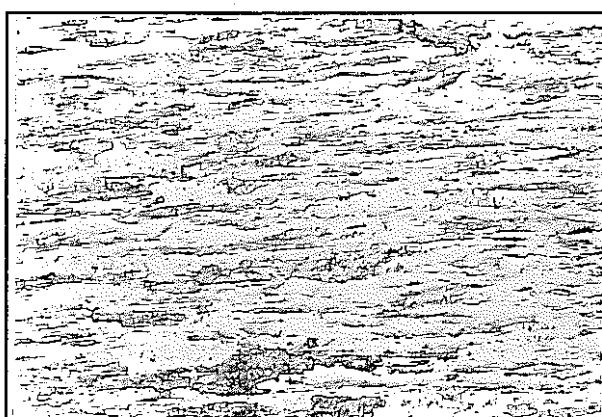
冷間圧延材



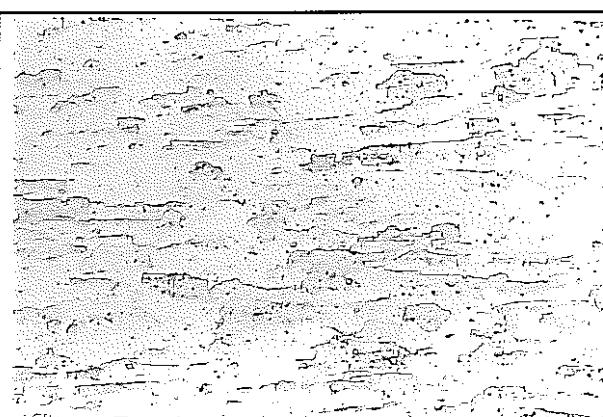
900°C焼鈍材



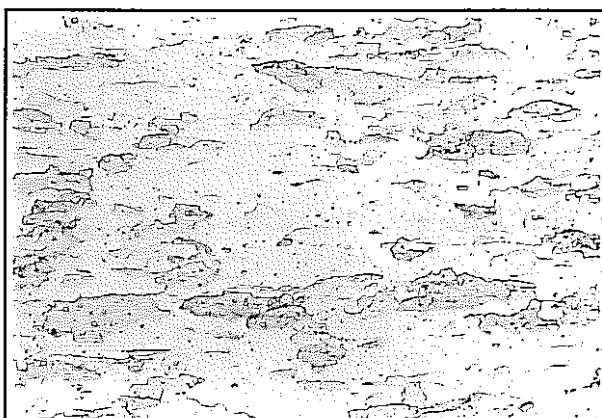
1000°C焼鈍材



1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材



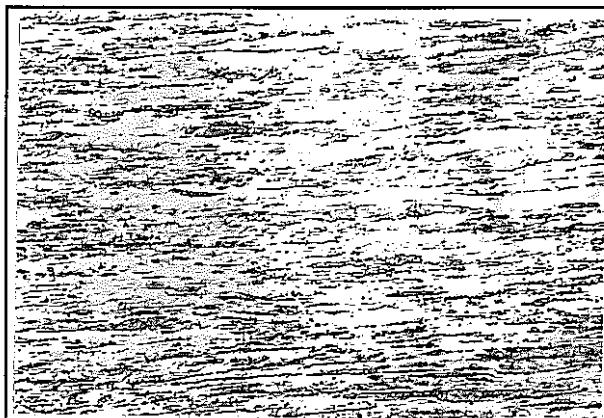
1200°C焼鈍材



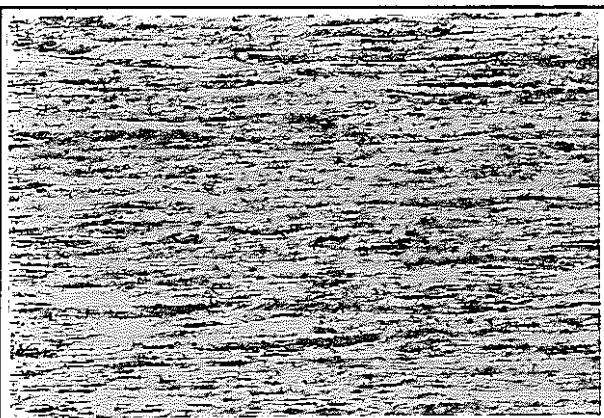
25 μm

写真 2.4 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織 (L 方向)
(F61 / 1150 °C 押出 → 冷間圧延 → 焼鈍 : 1h / AC)
(40 %)

冷間圧延材



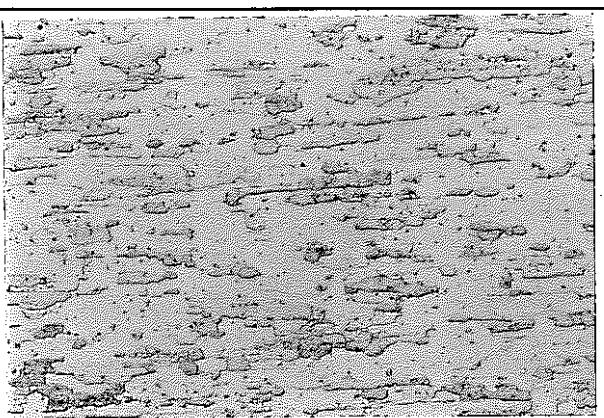
900°C焼鈍材



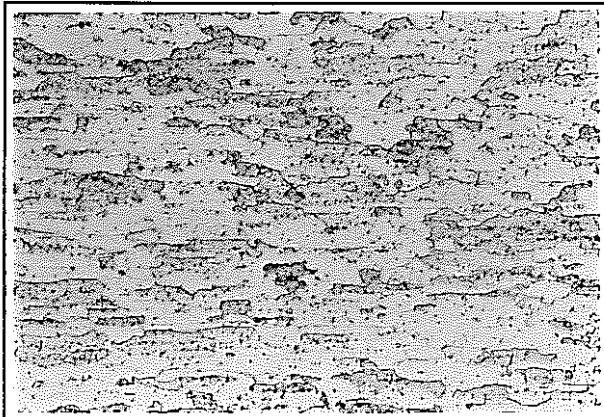
1000°C焼鈍材



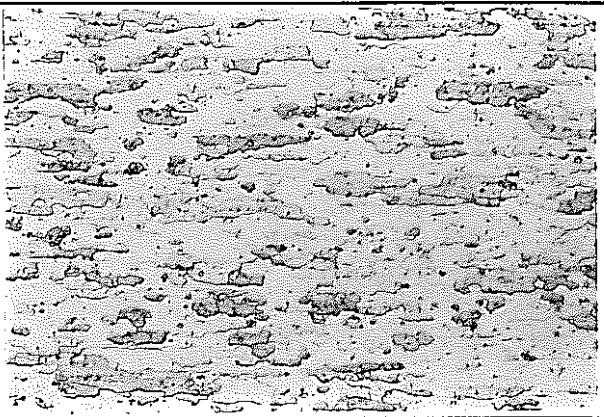
1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材



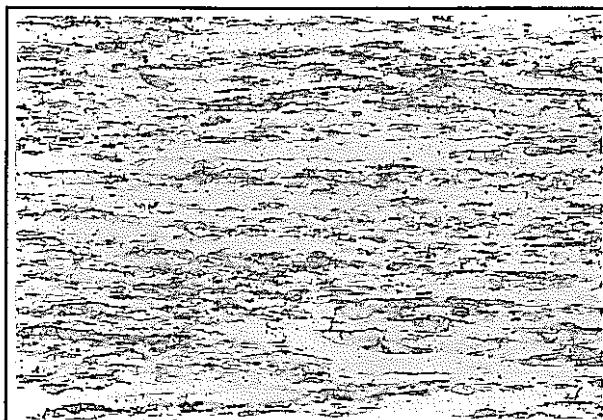
1200°C焼鈍材



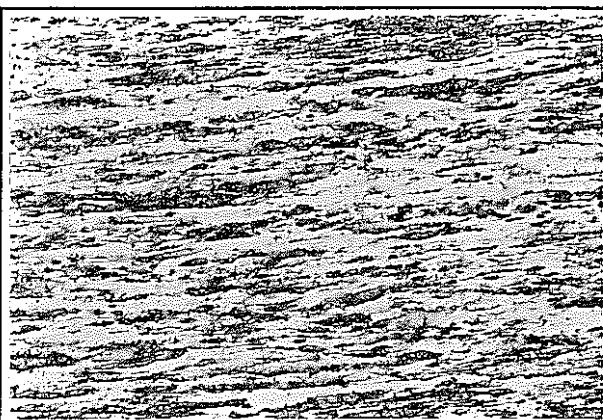
25 μm

写真 2.5 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織 (L 方向)
(F61/1150 °C 押出 → 冷間圧延 → 焼鈍 : 1 h / AC)
(60 %)

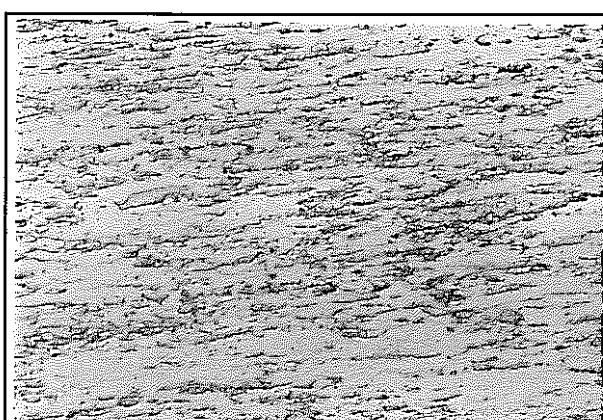
温間圧延材



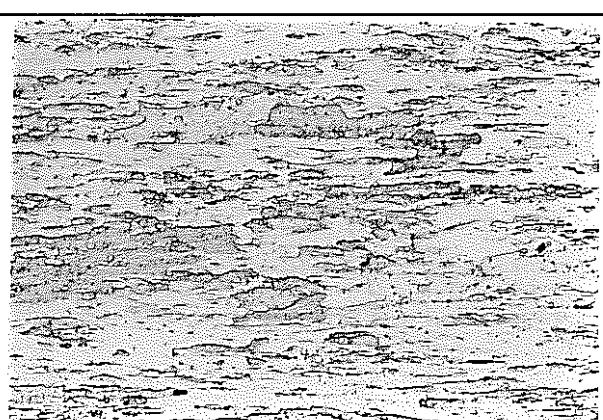
900°C焼鈍材



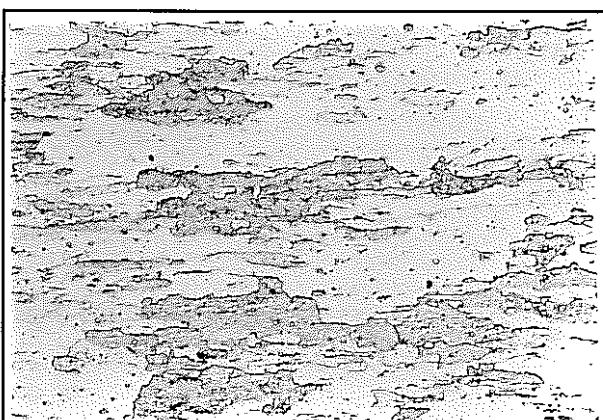
1000°C焼鈍材



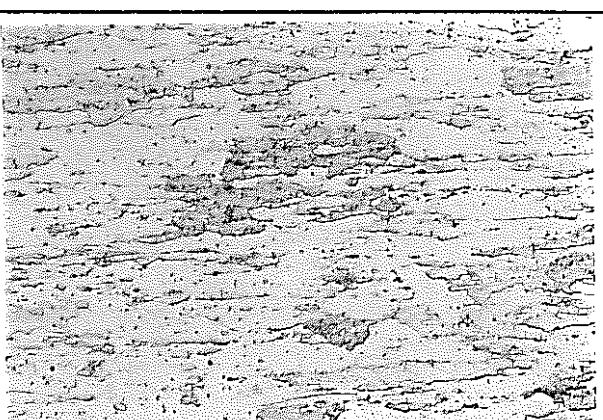
1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材



1200°C焼鈍材

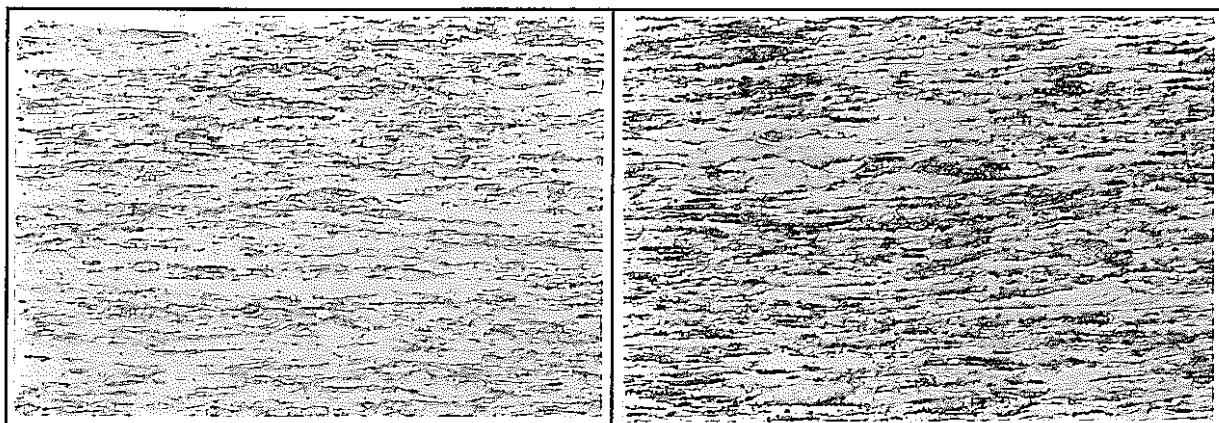


25 μm

写真 2.6 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織 (L 方向)
(F61 / 1150 °C 押出 → 温間圧延 → 焼鈍 : 1h / AC)
(400 °C / 20 %)

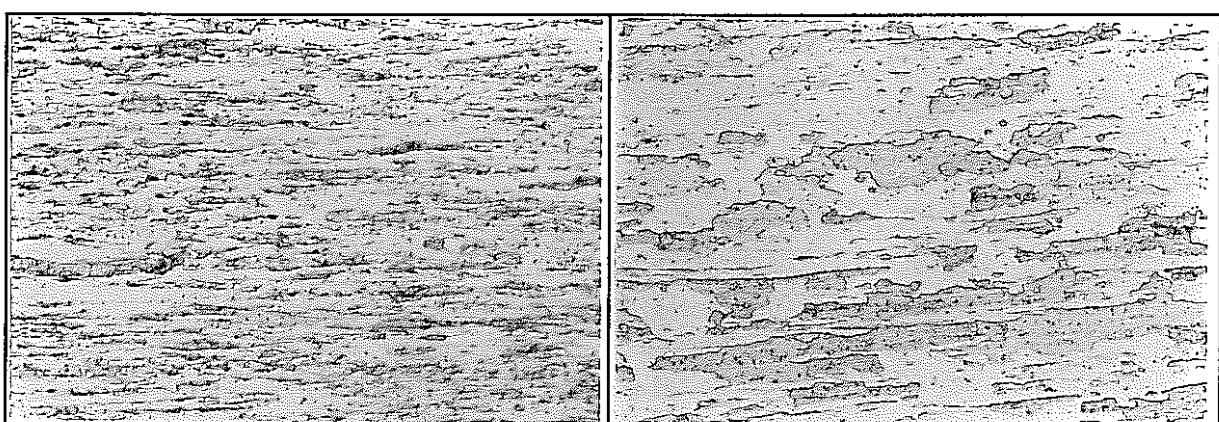
温間圧延材

900°C焼鈍材



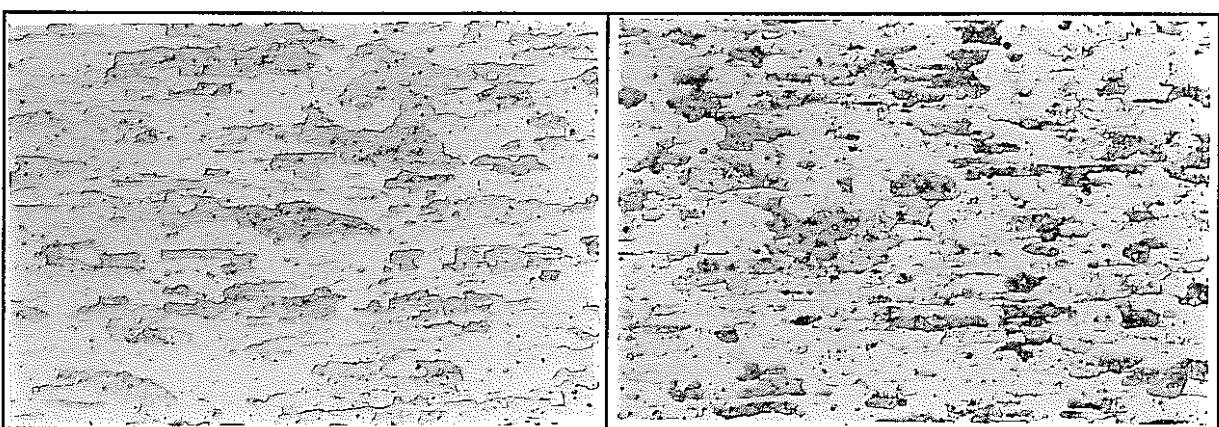
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材

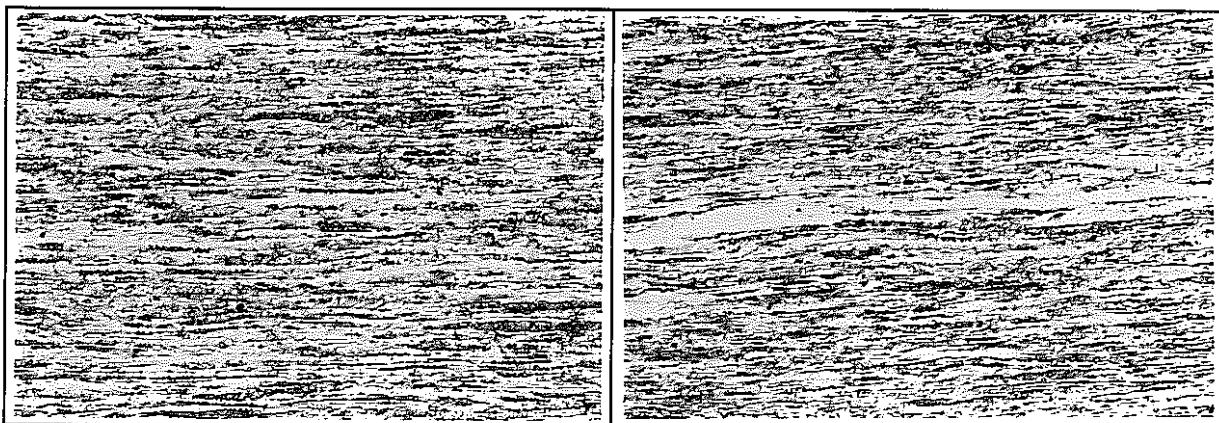


25 μm

写真 2.7 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織 (L 方向)
(F61 / 1150 °C 押出 → 温間圧延 → 焼鈍 : 1 h / AC)
(400 °C / 40 %)

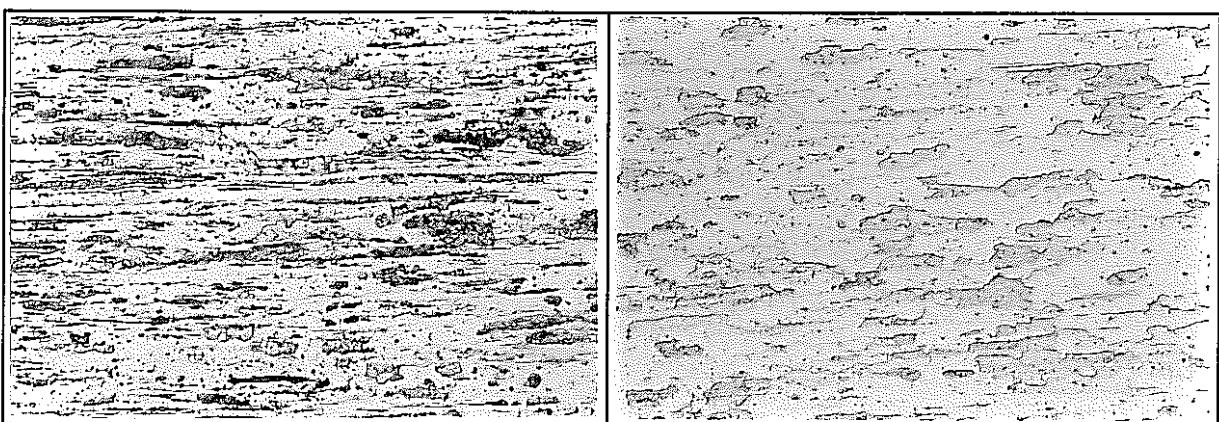
温間圧延材

900°C焼鈍材



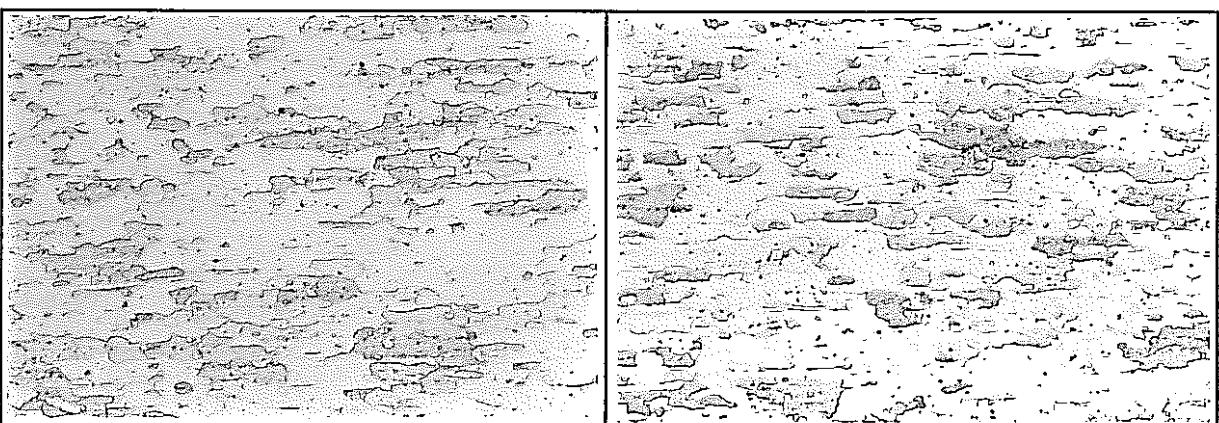
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材

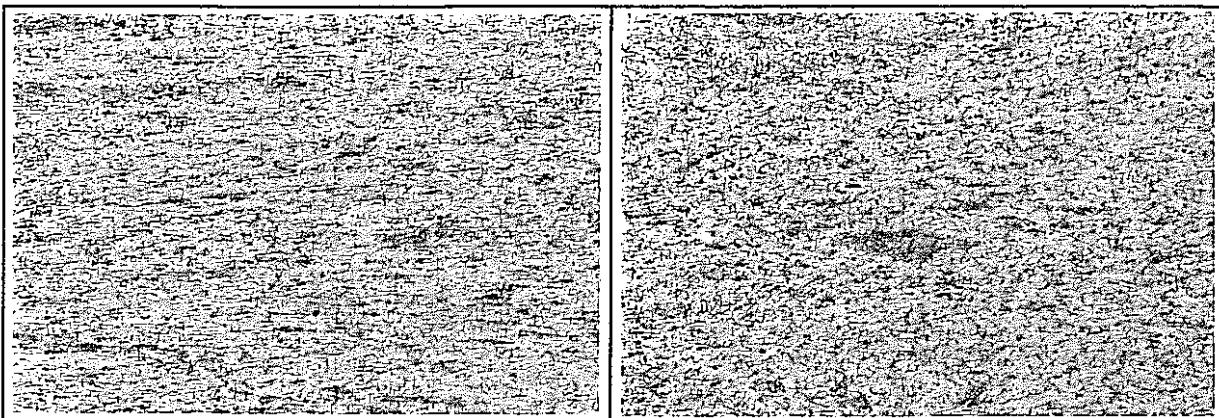


25 μm

写真 2.8 ODS フェライト鋼押出+焼鈍材ミクロ組織(L方向)
(F61/1150 °C押出→温間圧延→焼鈍: 1h/AC)
(400 °C/60 %)

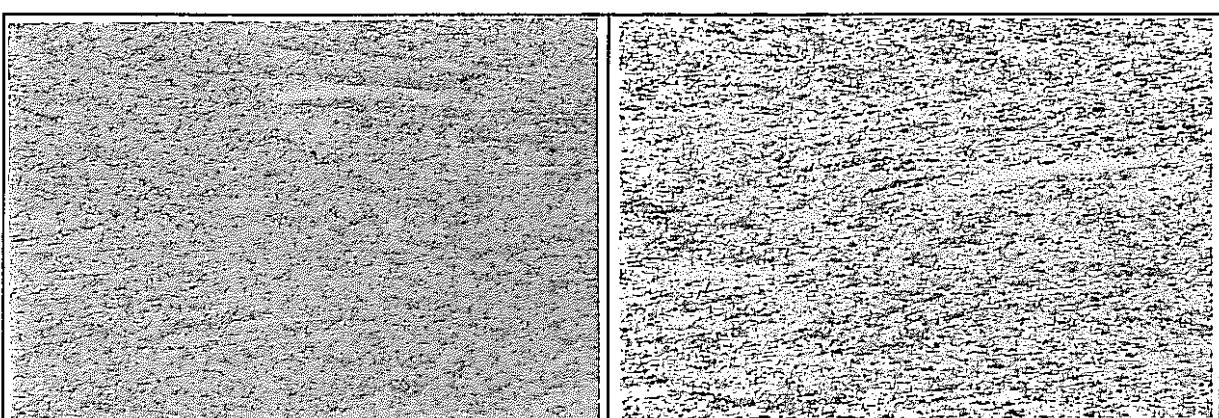
押出材

900°C焼鈍材



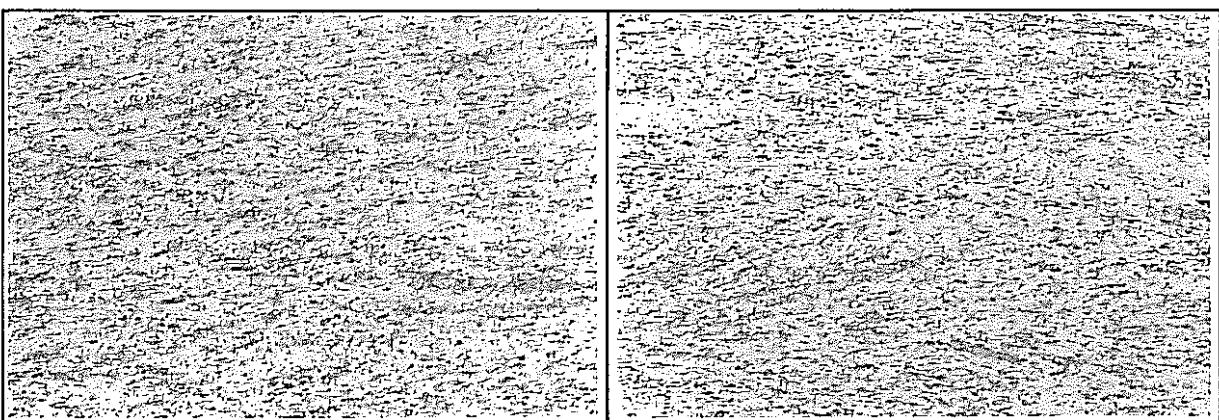
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材

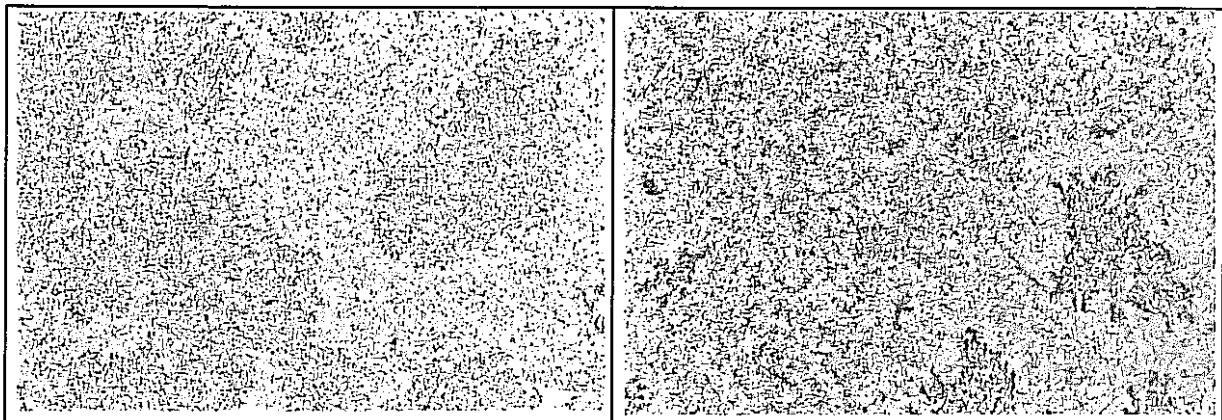


25 μm

写真 2.9 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織 (L 方向)
(F61 / 850 °C 押出 → 焼鈍 : 1 h / AC)

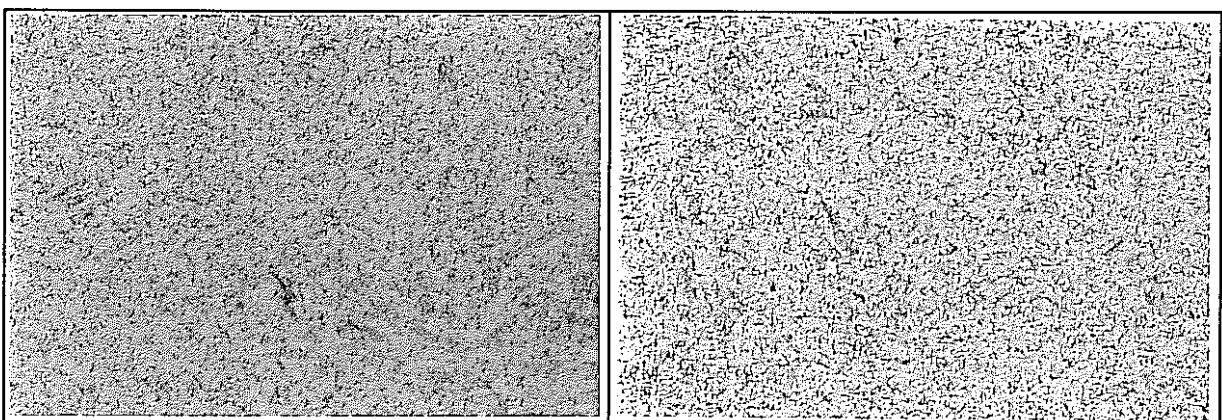
押出材

900°C焼鈍材



1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材

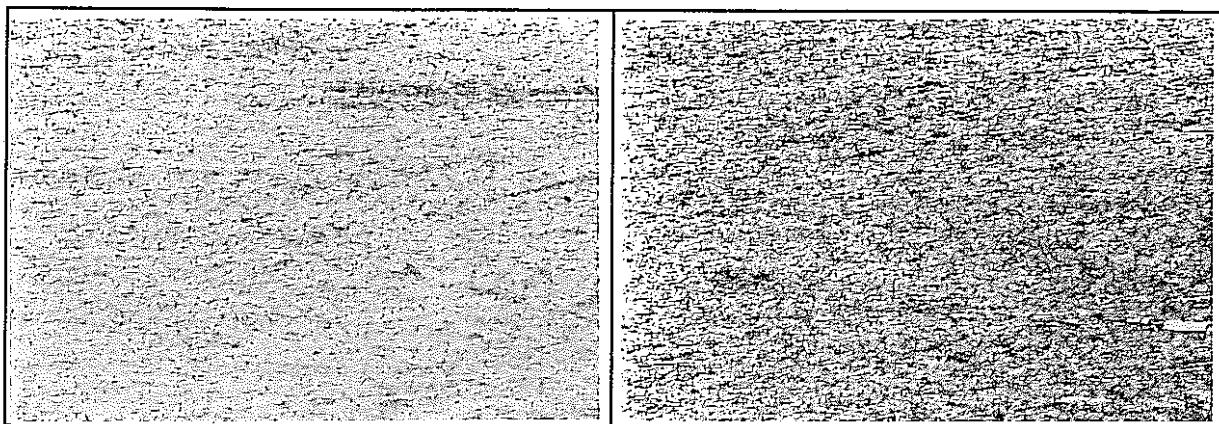


25 μm

写真 2.10 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織(T方向)
(F61 / 850 °C 押出 → 焼鈍 : 1 h / AC)

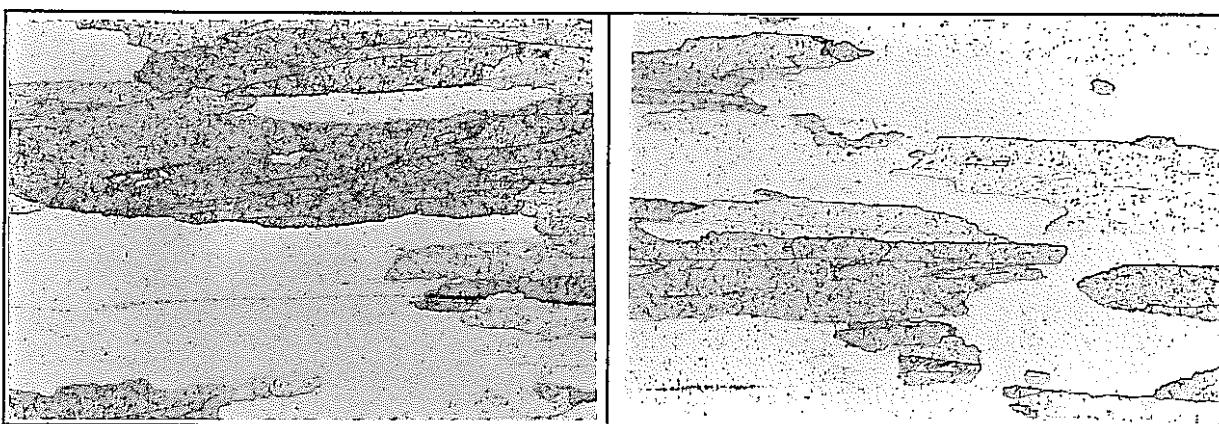
温間圧延材

900℃焼鈍材



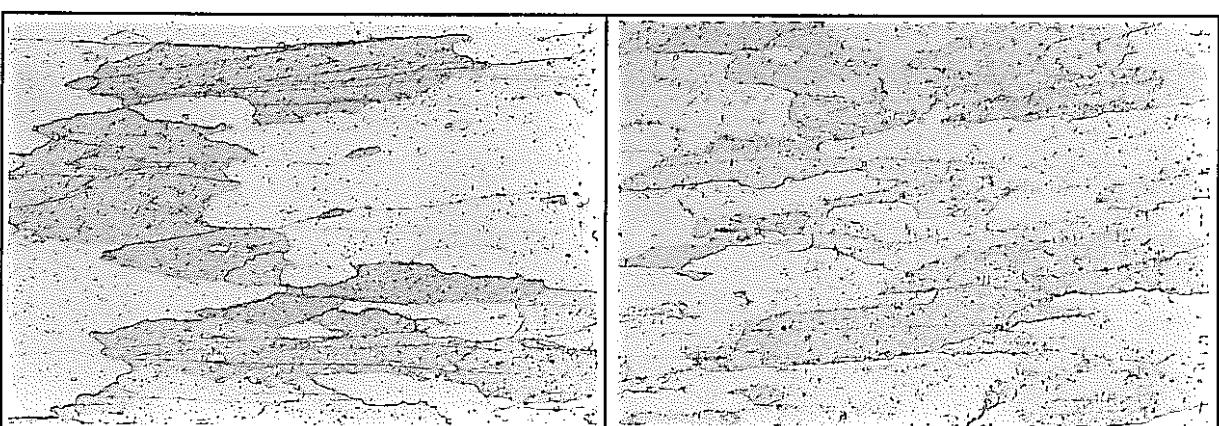
1000℃焼鈍材

1100℃焼鈍材



1150℃焼鈍材

1200℃焼鈍材

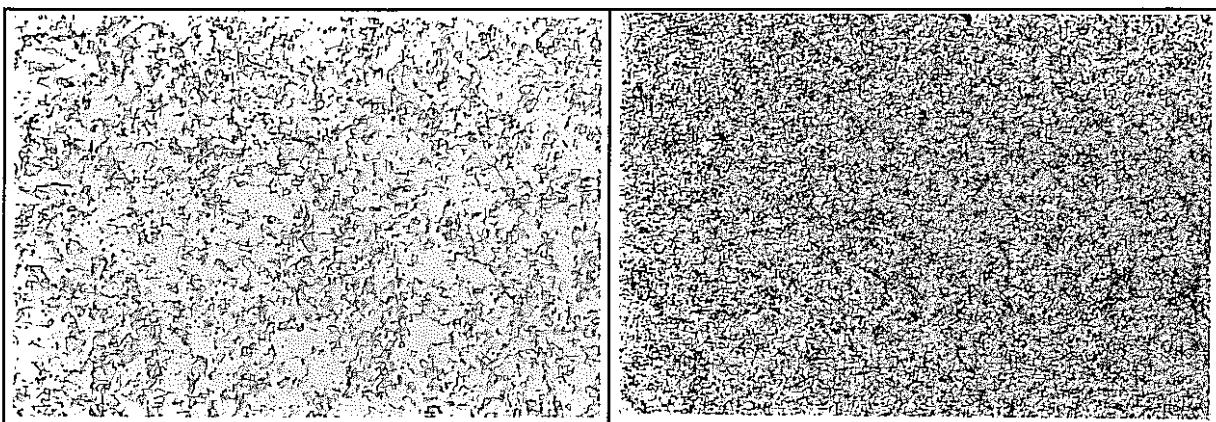


25 μm

写真 2.11 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織 (L 方向)
(F61 / 850 ℃押出 → 温間圧延 → 焼鈍 : 1 h / AC)
(400 ℃ / 20 %)

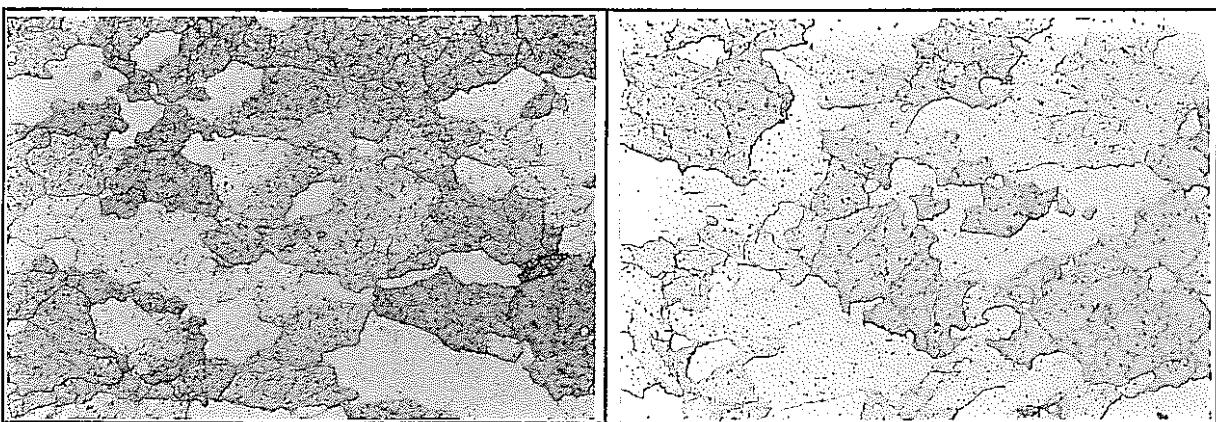
温間圧延材

900°C焼鈍材



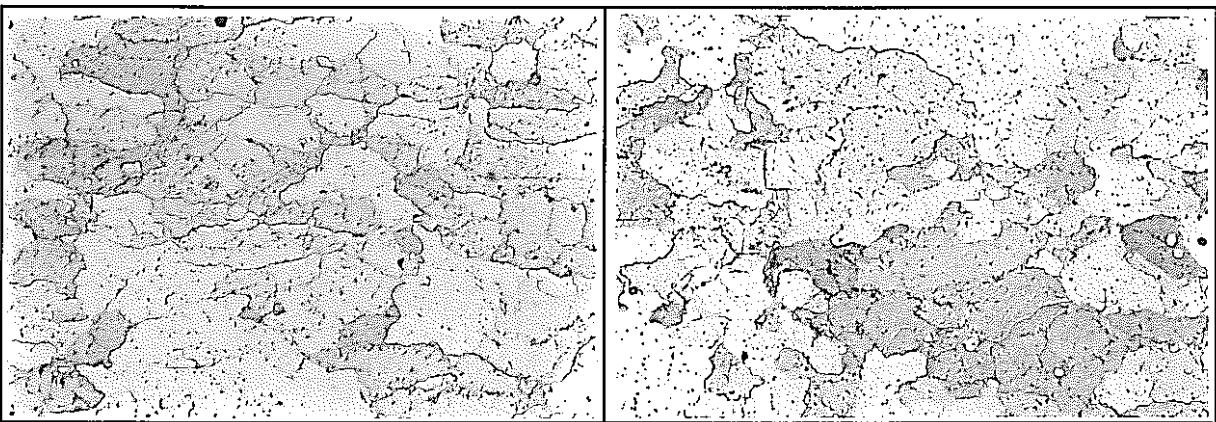
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

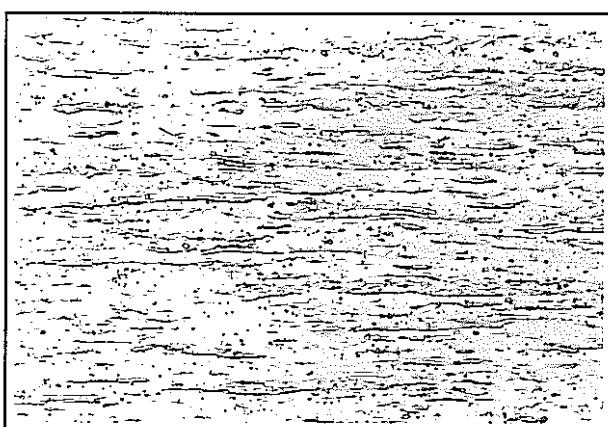
1200°C焼鈍材



25 μm

写真 2.12 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織 (T 方向)
(F61 / 850 °C 押出 → 温間圧延 → 焼鈍 : 1 h / AC)
(400 °C / 20 %)

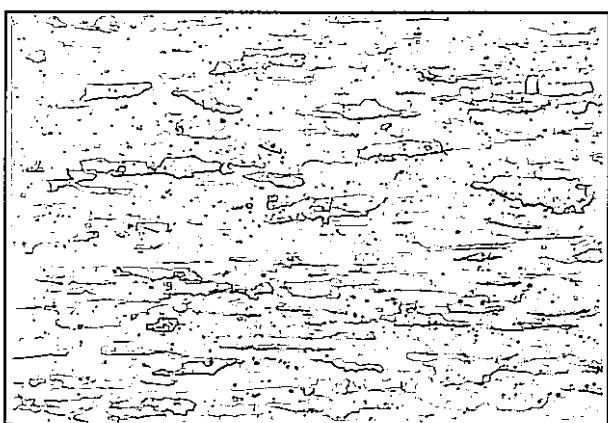
冷間圧延材



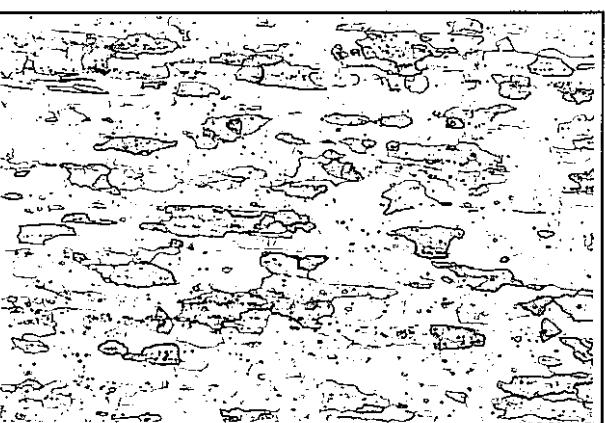
900°C焼鈍材



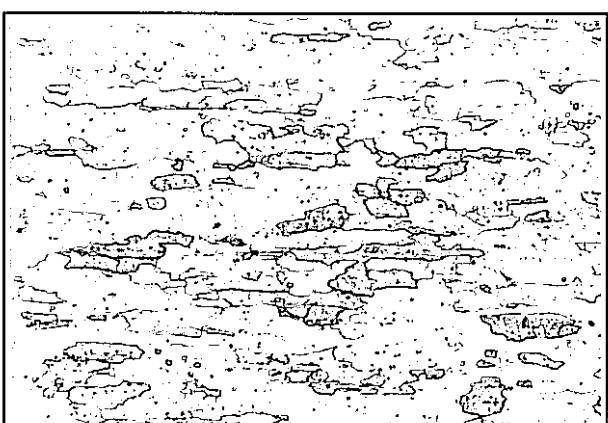
1000°C焼鈍材



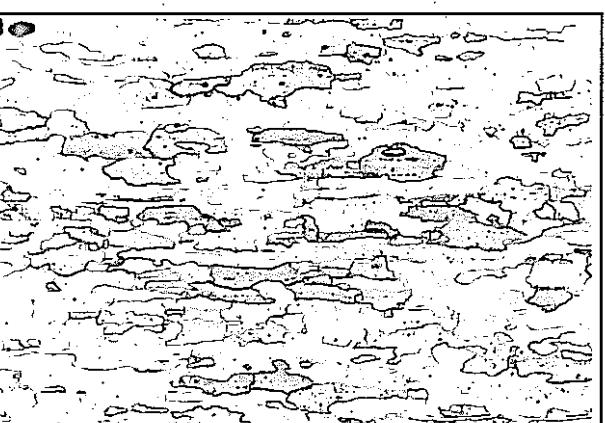
1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材



1200°C焼鈍材



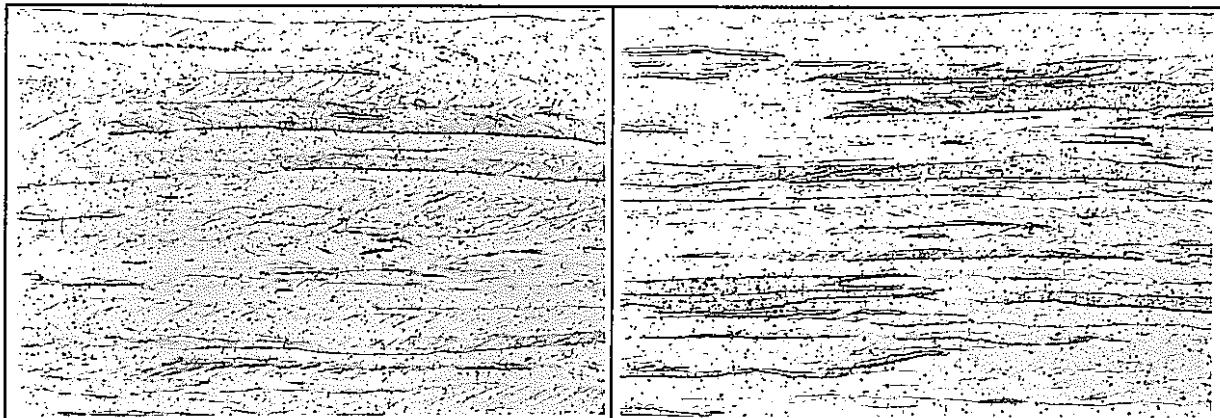
25 μm

写真 2.13 ODS フェライト鋼押出/圧延+焼鈍材ミクロ組織(L方向)

(F61/1150°C押出→冷間圧延→焼鈍：1100°C×1h/AC→冷間圧延→焼鈍：1h/AC)
(60%) (60%)

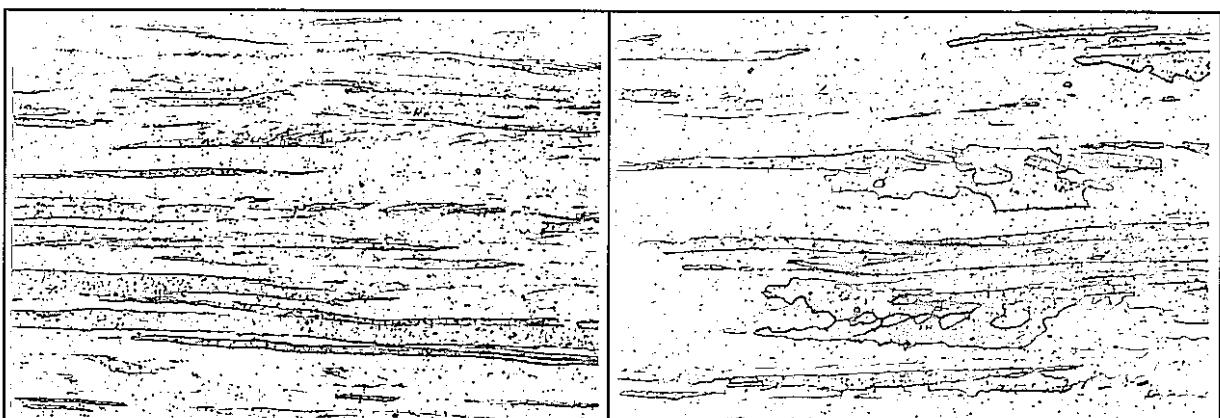
冷間圧延材

900°C焼鈍材



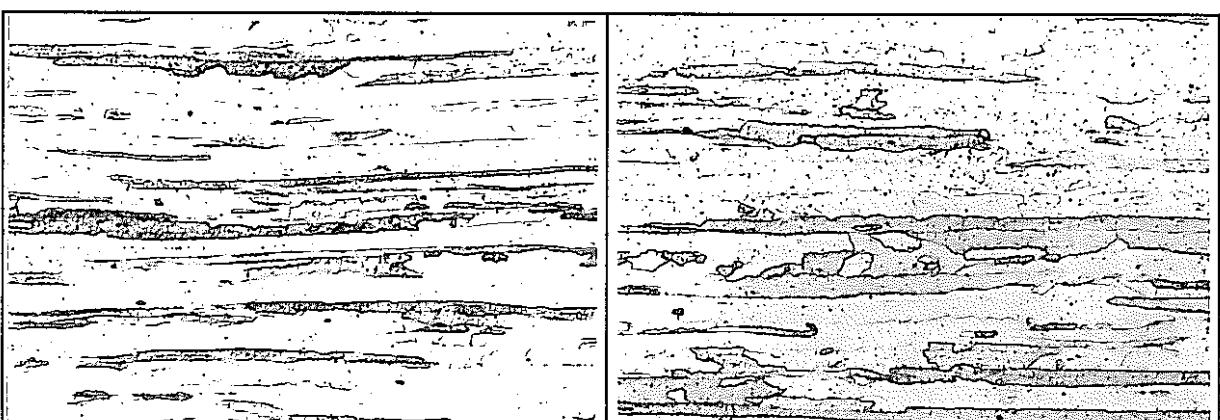
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材

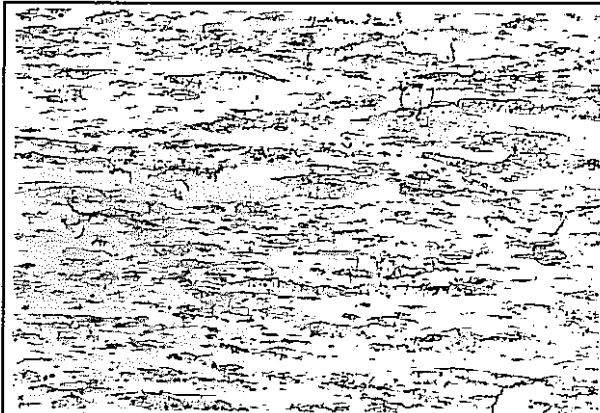


25 μm

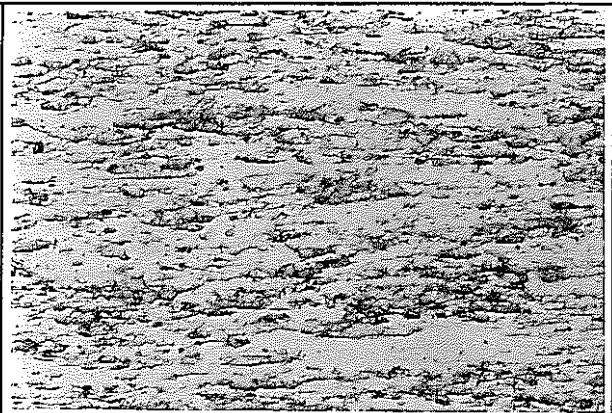
写真 2.14 ODS フェライト鋼押出/圧延+焼鈍材ミクロ組織(L方向)

(F61 / 850°C押出→温間圧延→焼鈍 : 1000°C × 1h / AC →冷間圧延→焼鈍 : 1h / AC)
(400°C / 60 %) (60 %)

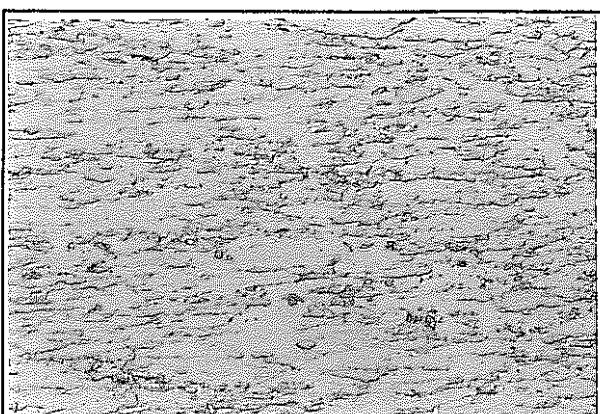
冷間圧延材



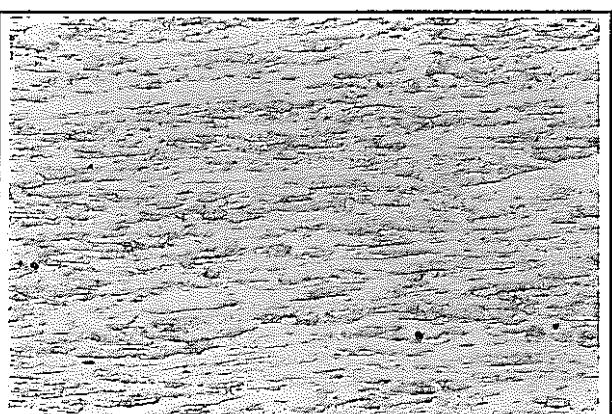
900°C焼鈍材



1000°C焼鈍材



1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材



1200°C焼鈍材



25 μm

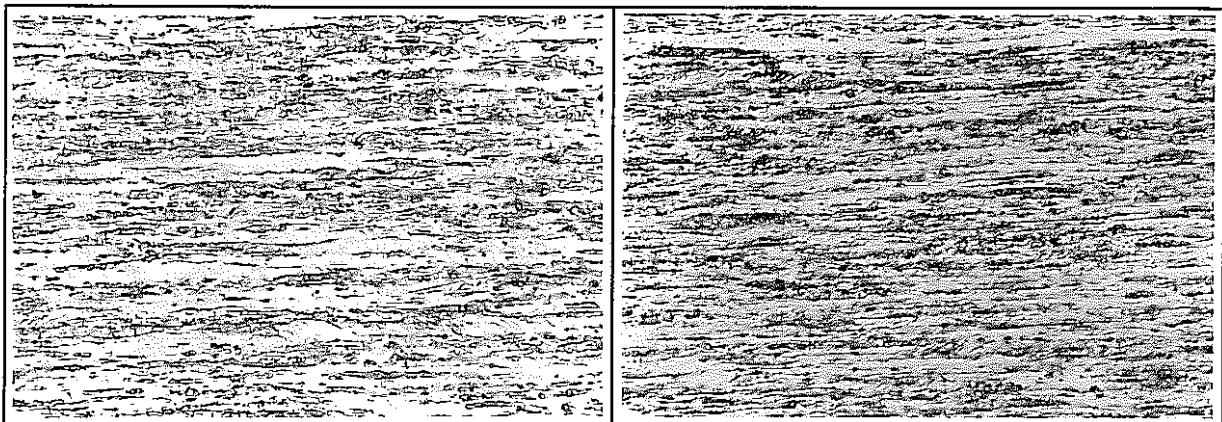
写真 3.1 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織 (L 方向)

(F62 / 1150 °C 押出 → 冷間圧延 → 焼鈍 : 1 h / AC)

(15 %)

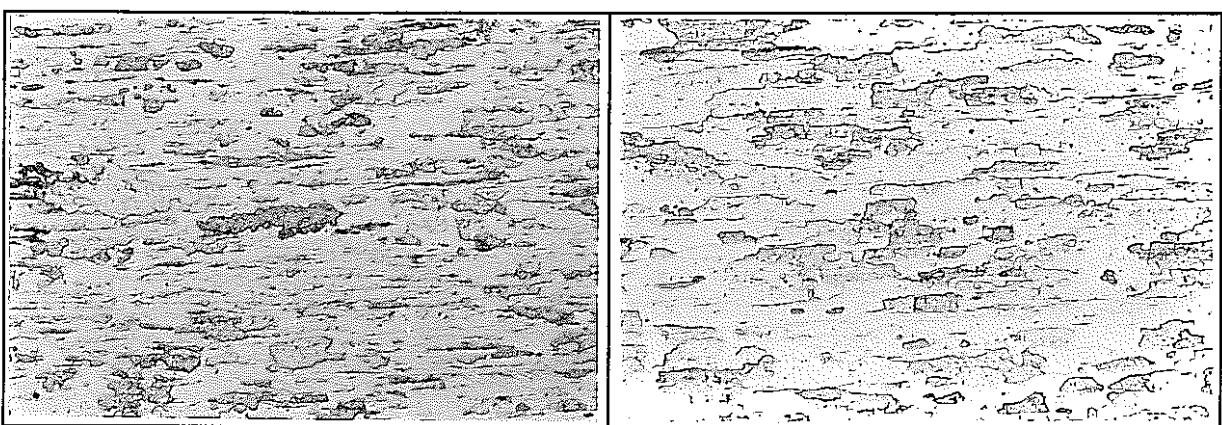
温間圧延材

900°C焼鈍材



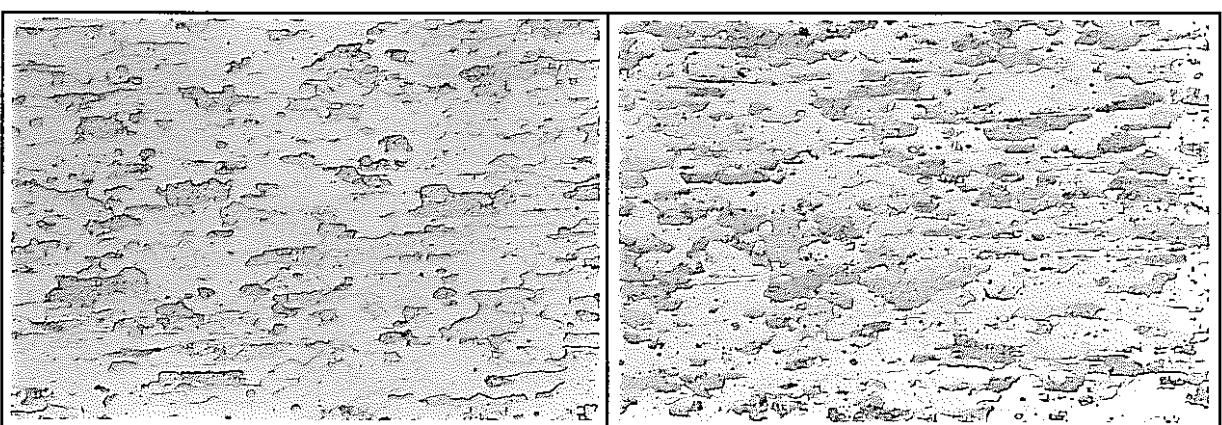
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材

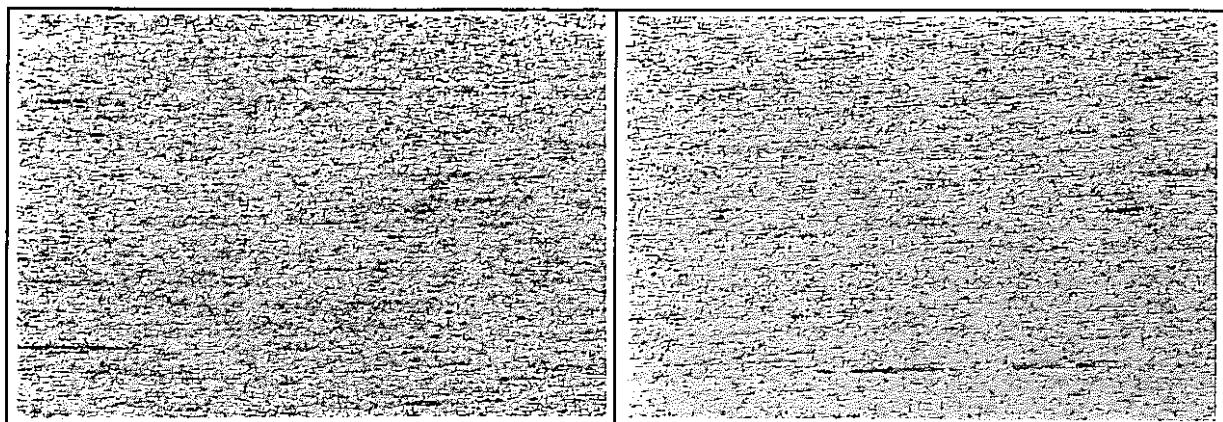


25 μm

写真 3.2 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織 (L 方向)
(F62 / 1150 °C 押出 → 温間圧延 → 焼鈍 : 1 h / AC)
(400 °C / 60 %)

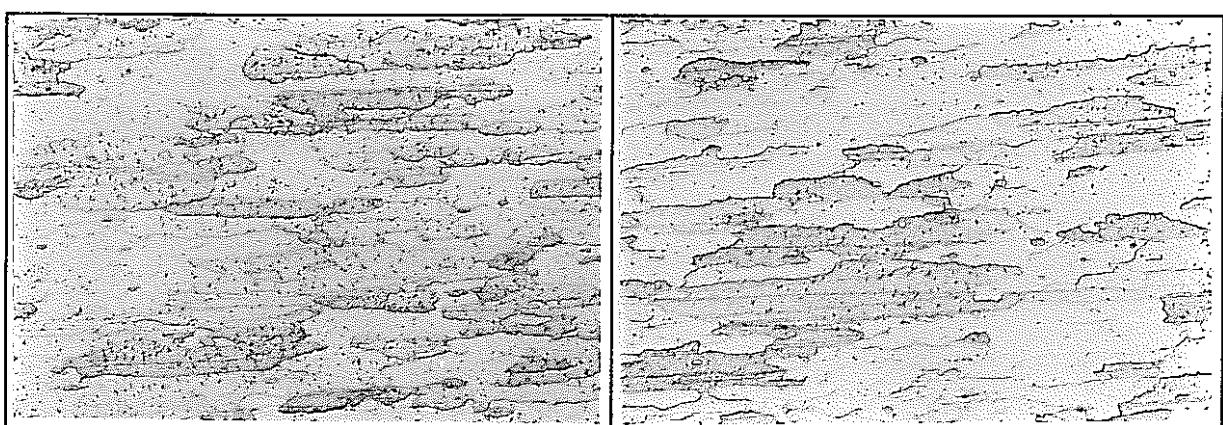
温間圧延材

900°C焼鈍材



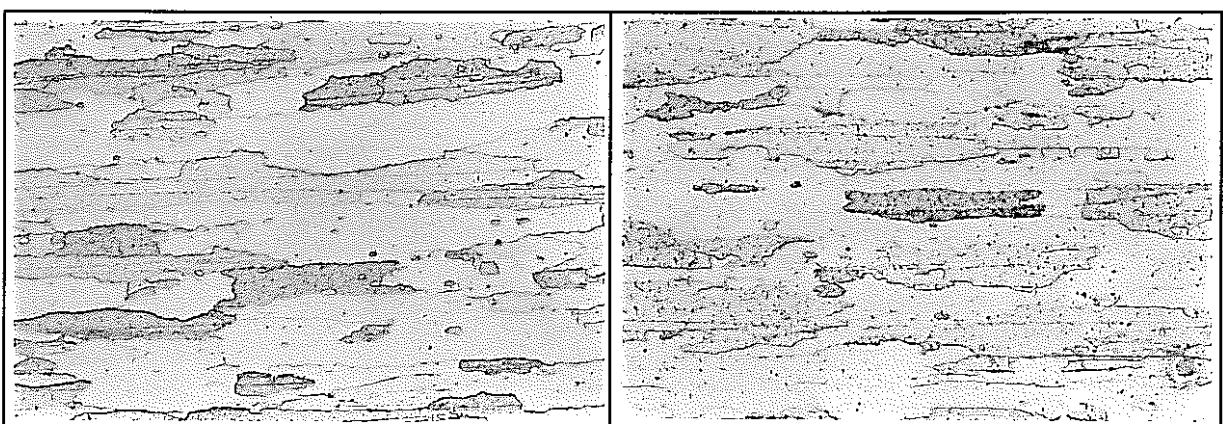
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材

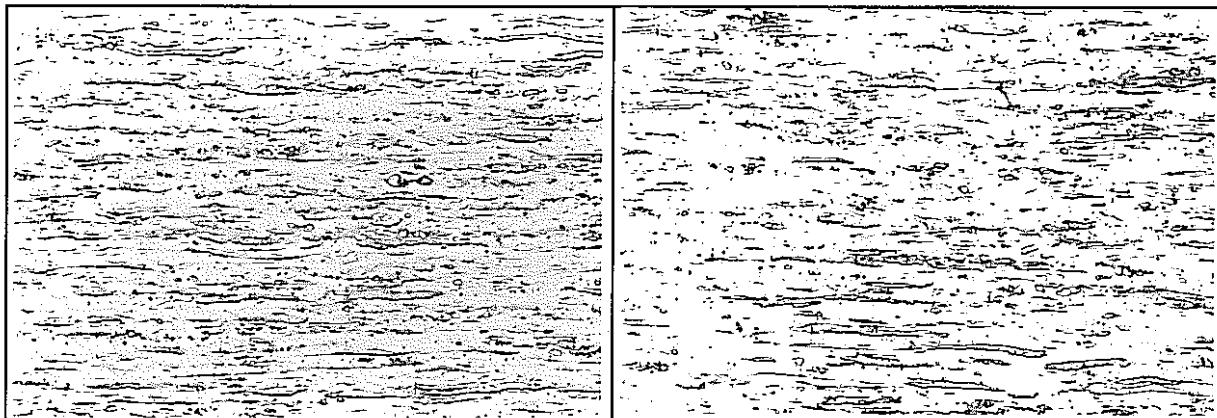


25 μm

写真 3.3 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織 (L 方向)
(F62 / 850 °C 押出 → 温間圧延 → 焼鈍 : 1 h / AC)
(400 °C / 60 %)

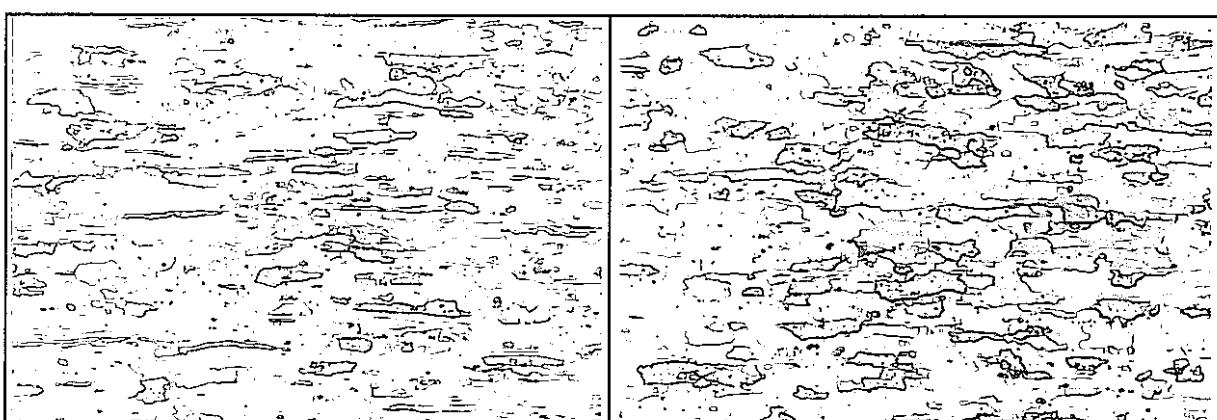
冷間圧延材

900°C焼鈍材



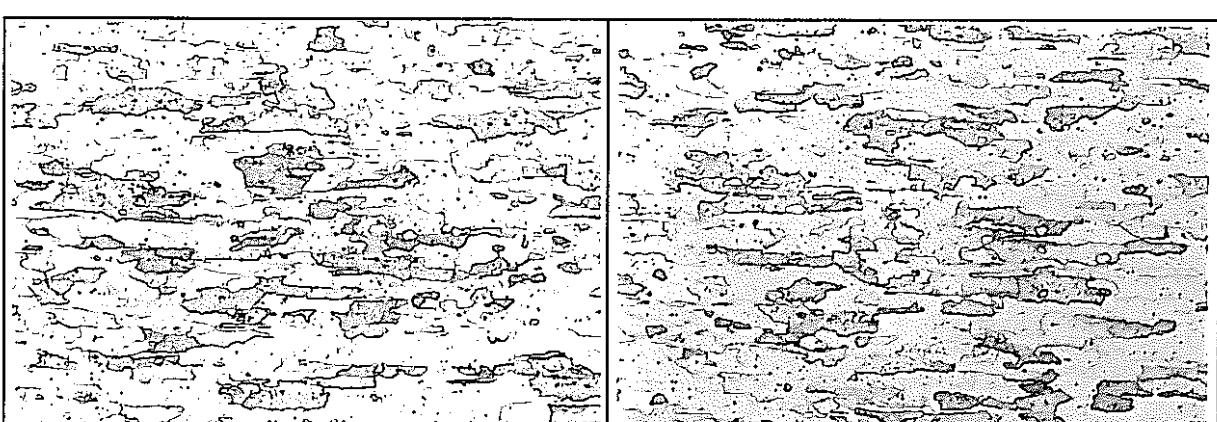
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材



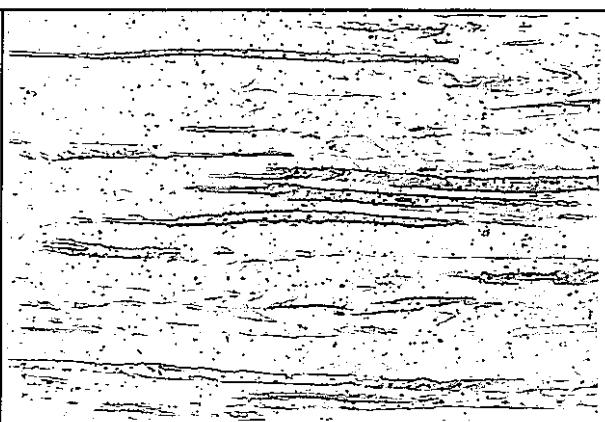
25 μm

写真 3.4 ODS フェライト鋼押出/圧延+焼鈍材ミクロ組織(L方向)

(F62 / 1150 °C押出→温間圧延→焼鈍 : 1100 °C × 1h / AC →冷間圧延→焼鈍 : 1h / AC)
(400 °C / 60 %) (60 %)

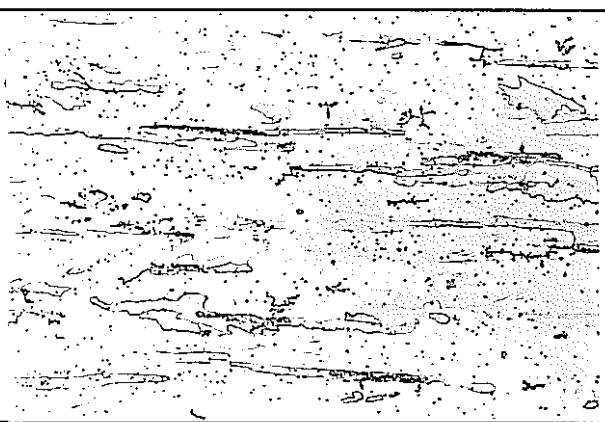
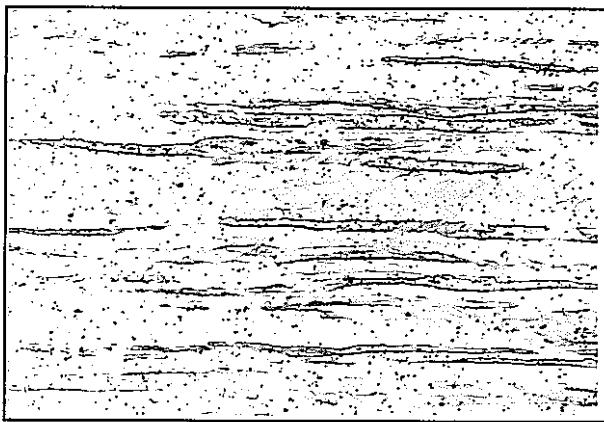
冷間圧延材

900°C焼鈍材



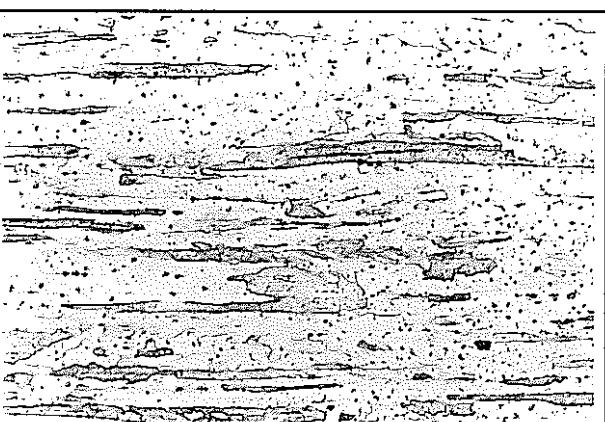
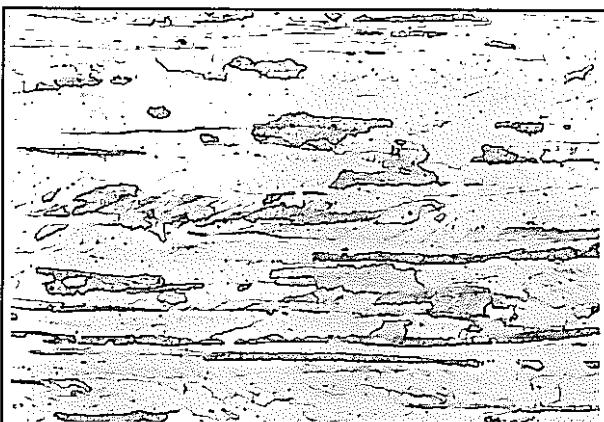
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材



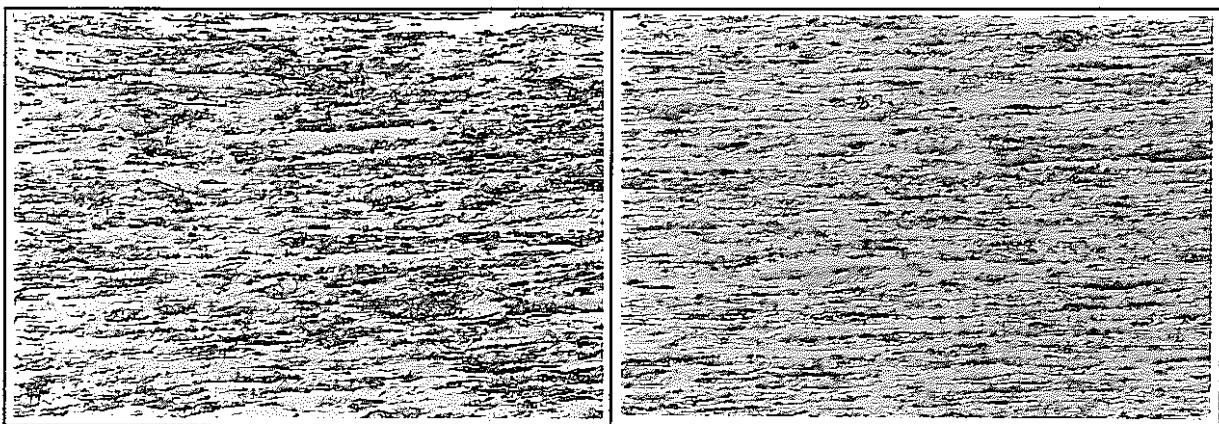
25 μm

写真 3.5 ODS フェライト鋼押出/圧延+焼鈍材ミクロ組織(L方向)

(F62 / 850 °C押出→温間圧延→焼鈍 : 1000 °C × 1h / AC →冷間圧延→焼鈍 : 1h / AC)
(400 °C / 60 %) (60 %)

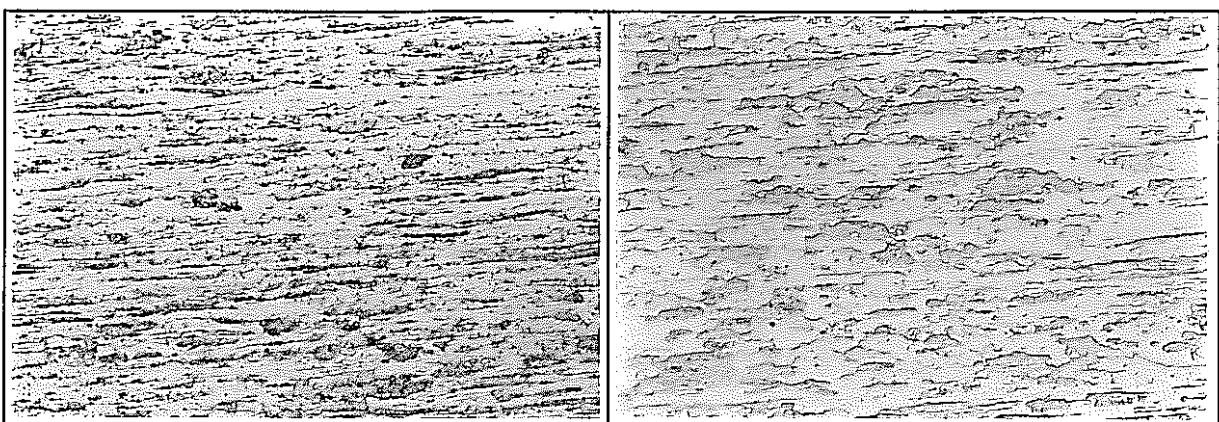
温間圧延材

900°C焼鈍材



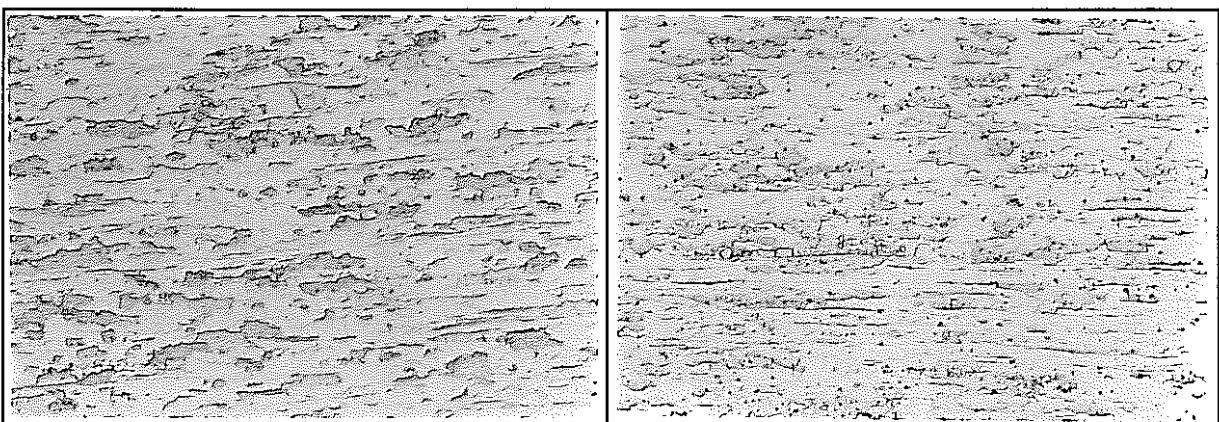
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材

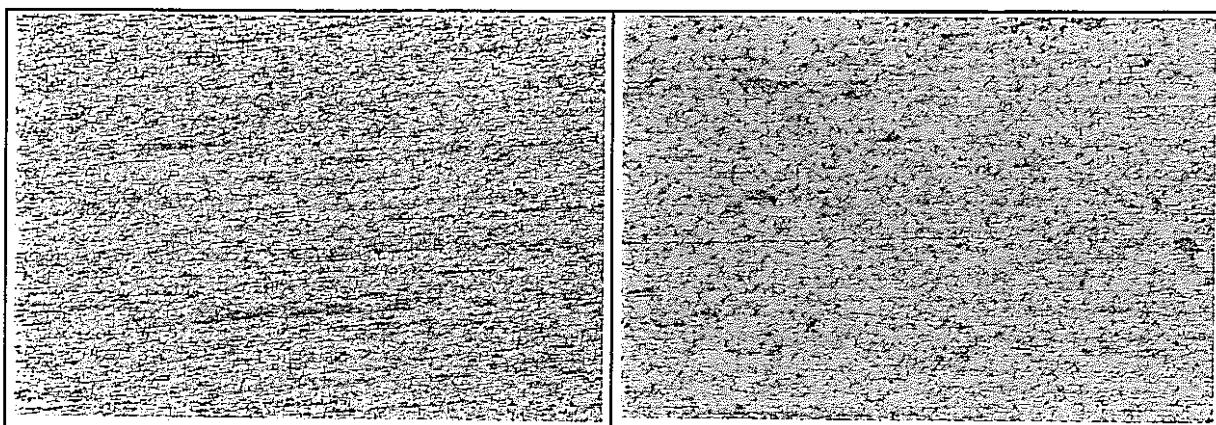


25 μm

写真 4.1 ODS フェライト鋼押出 + 焼鈍材ミクロ組織 (L 方向)
(F63 / 1150 °C 押出 → 温間圧延 → 焼鈍 : 1 h / AC)
(400 °C / 60 %)

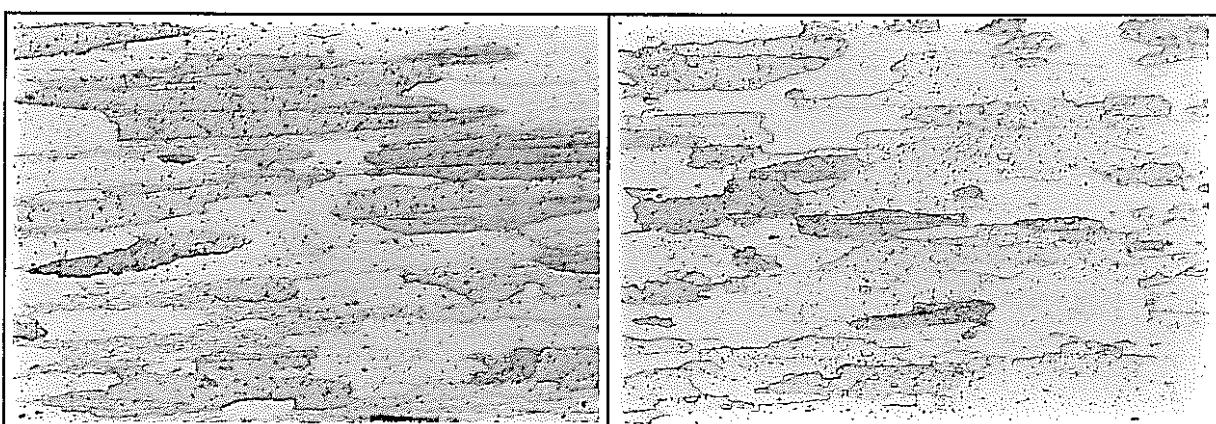
温間圧延材

900°C焼鈍材



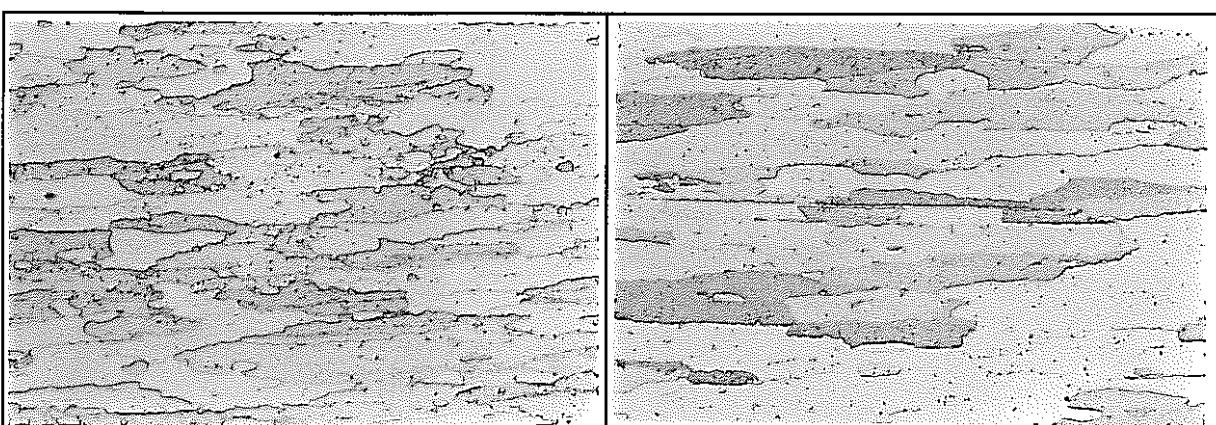
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材



25 μm

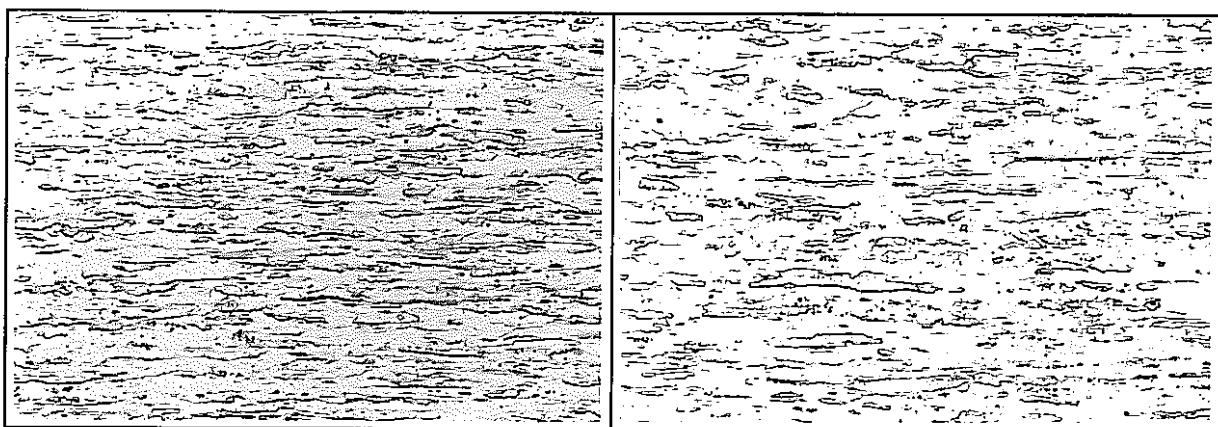
写真 4.2 ODS フェライト鋼押出+焼鈍材ミクロ組織(L方向)

(F63 / 850 °C押出→温間圧延→焼鈍 : 1 h / AC)

(400 °C / 60 %)

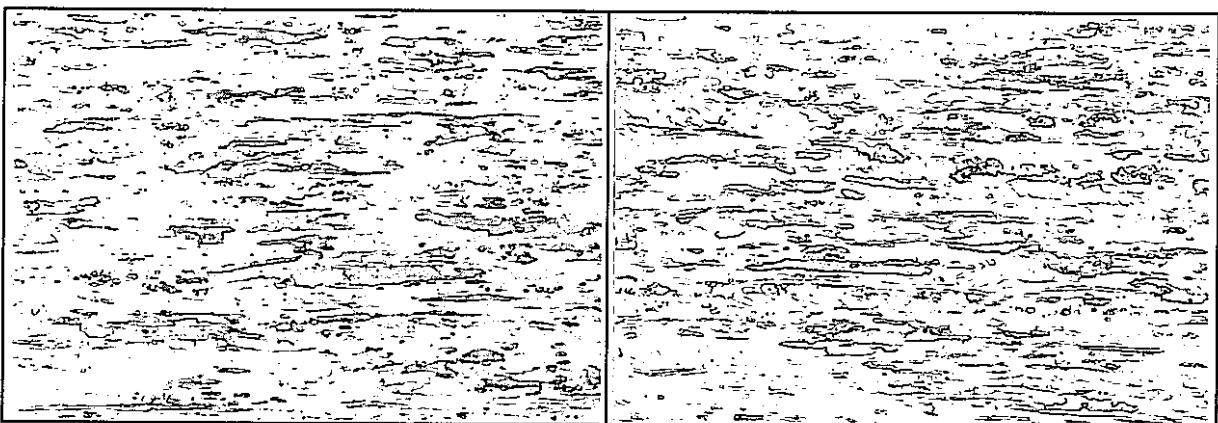
冷間圧延材

900°C焼鈍材



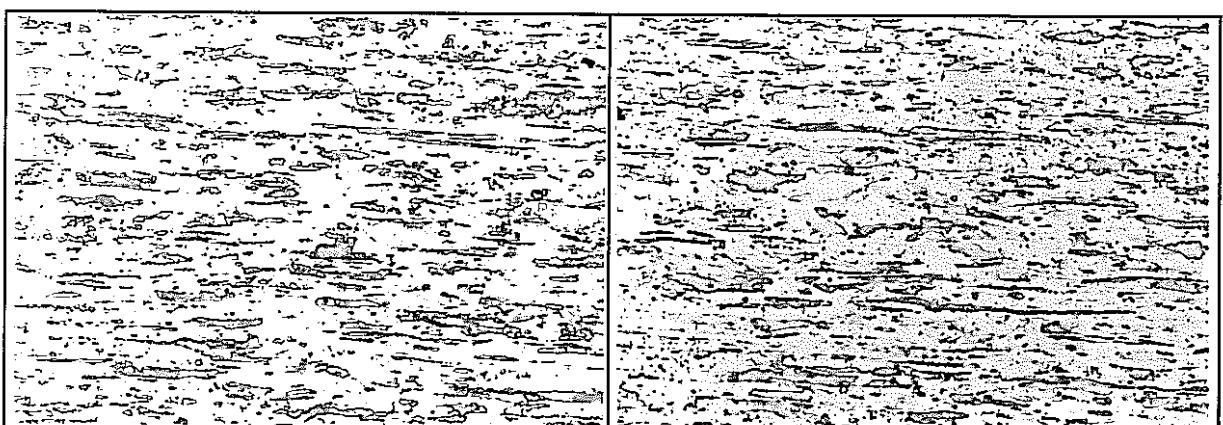
1000°C焼鈍材

1100°C焼鈍材



1150°C焼鈍材

1200°C焼鈍材



25 μm

写真 4.3 ODS フェライト鋼押出/圧延+焼鈍材ミクロ組織(L方向)

(F63/1150°C押出→温間圧延→焼鈍：1100°C×1h/AC→冷間圧延→焼鈍：1h/AC)
(400°C/60%) (60%)

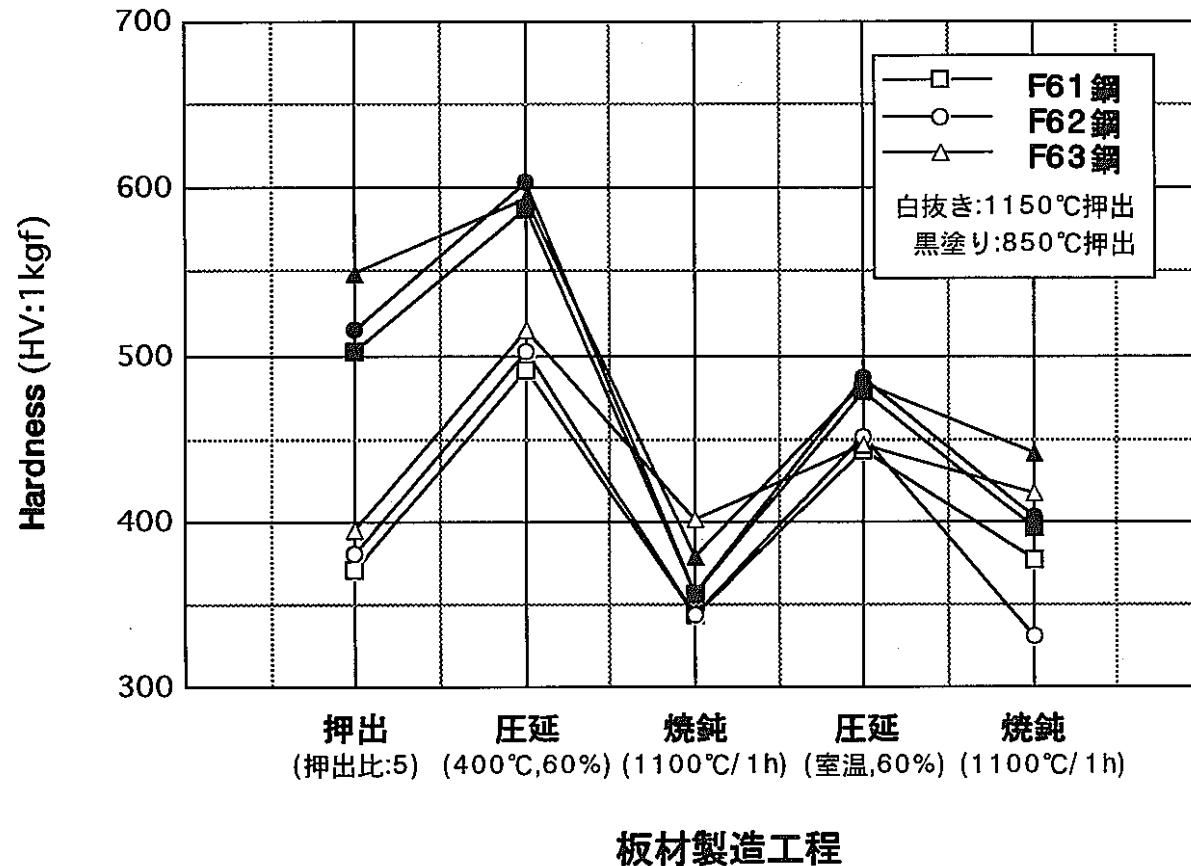
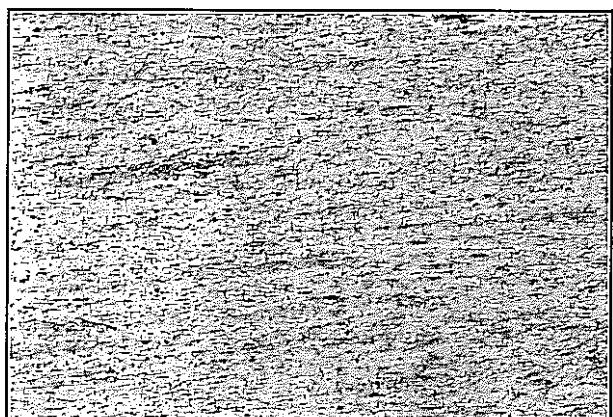


図 8 ODS フェライト鋼製造工程毎の硬さ変化

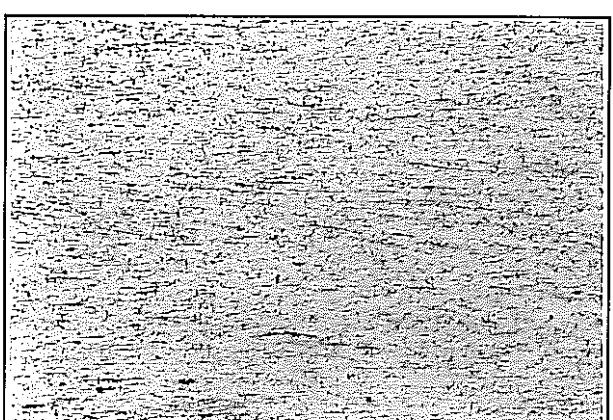
スエージ材

外側

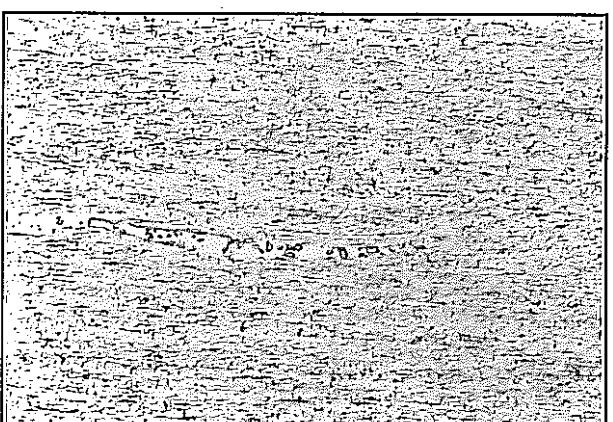
中央部



900°C/1h



1000°C/1h



—
25 μm

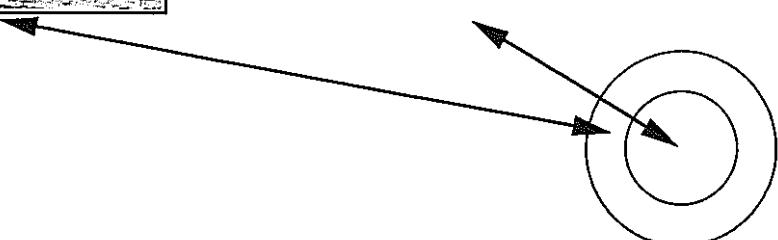
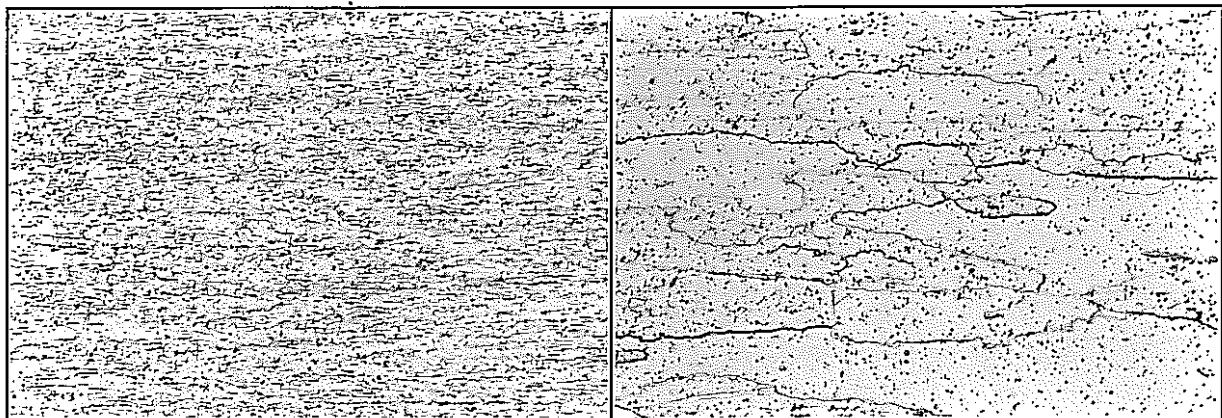


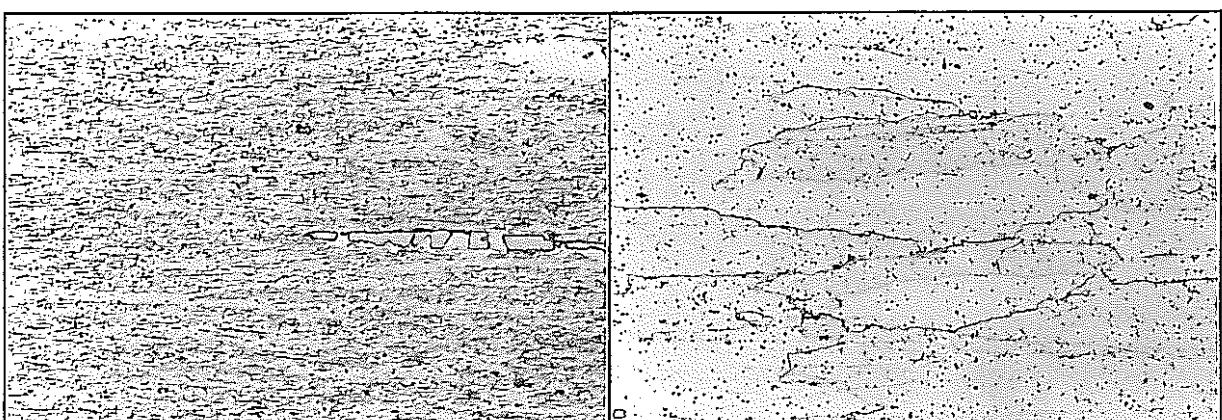
写真 5.1 押出(850 °C) + 温間スエージ(800 °C / 30 φ → 25 φ) + 焼純材

1100°C/1h 外側

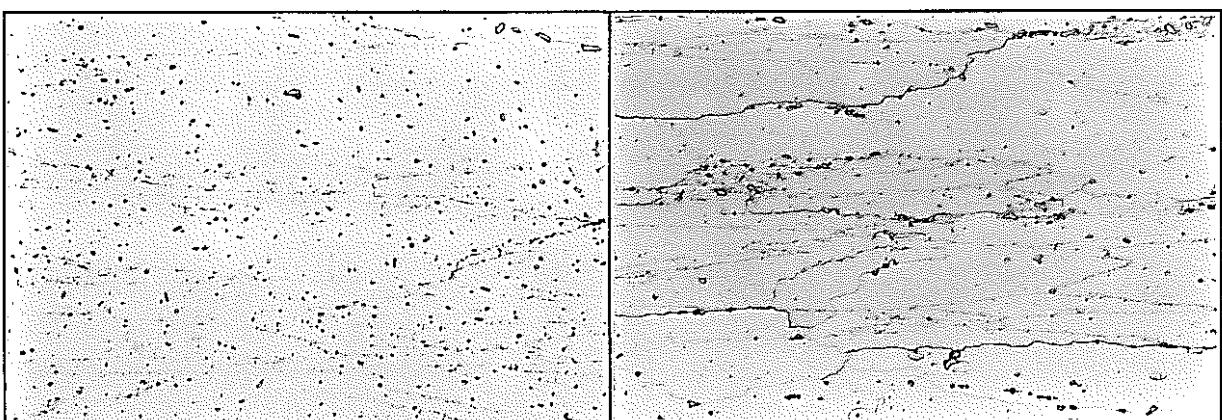
中央部



1150°C/1h

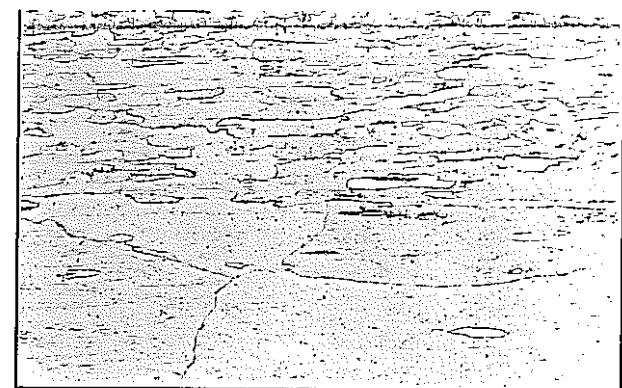


1200°C/1h

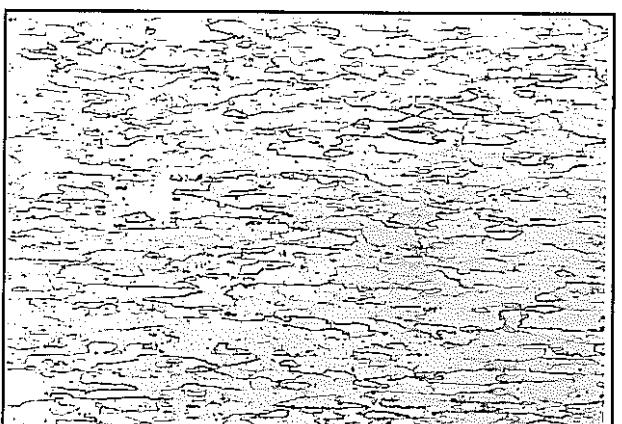


—
25 μm

写真 5.2 押出(850 °C) + 溫間スエージ(800 °C / 30 φ → 25 φ) + 焼鈍材



外表面側



中心側



0.2mm

写真 5.3 ODS(F61) 850 °C 押出 + 溫間スエージ + 焼鈍(1200 °C / 1h)
断面ミクロ組織

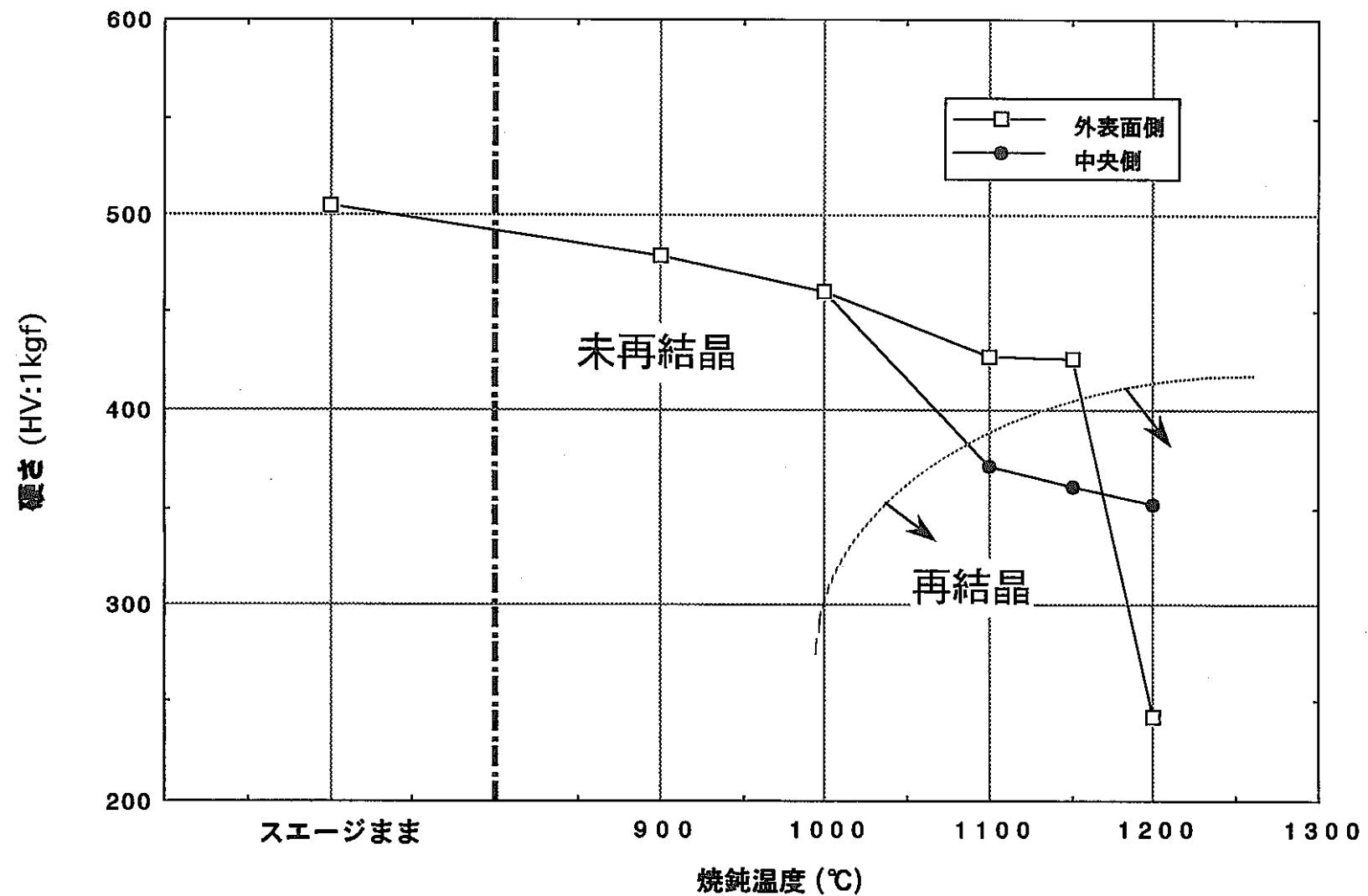


図9 溫間スエージ+焼鈍材(1h)硬さ変化

表 3 ODS 被覆管製造工程

工程	外径	内径	肉厚	加工率	Q 値	
カプセル	6.7	0	--	--	--	
押出	30			80	--	
機械加工	22.0	14.0	4.0	--	--	
1R	18.9	12.5	3.2	30.2	1.47	焼鍛条件 ←1120°C/4min
2R	16.0	11.0	2.5	32.8	1.48	←1120°C/4min
3R	13.6	9.80	1.9	34.1	1.69	←1120°C/4min
4R	11.2	8.77	1.22	44.3	2.30	←1200°C/60min
5R	10.1	8.10	1.03	22.5	1.69	←1120°C/4min
6R	9.04	7.30	0.87	24.4	1.45	←1120°C/4min
7R	8.24	6.80	0.72	23.8	2.04	←1120°C/4min
8R	7.47	6.25	0.61	22.7	1.69	←1120°C/4min
9R	6.82	5.80	0.51	23.1	1.97	←1120°C/4min
10PD	6.56	5.56	0.50	5.8	0.51	←1120°C/4min
PC	6.50	5.56	0.47	0	0	←1120°C/4min

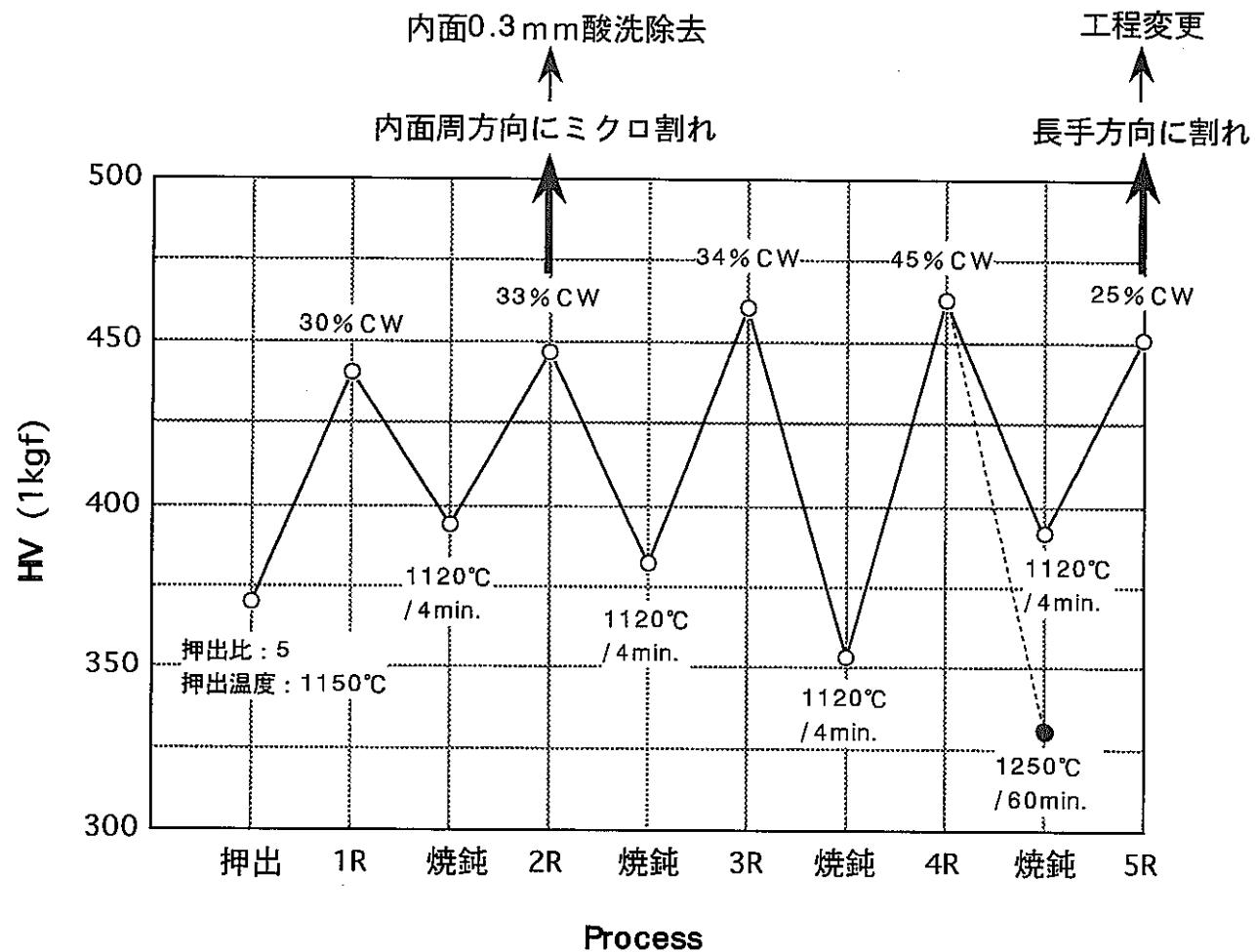


図 10 ODS フェライト鋼被覆管製造工程毎の硬さ変化

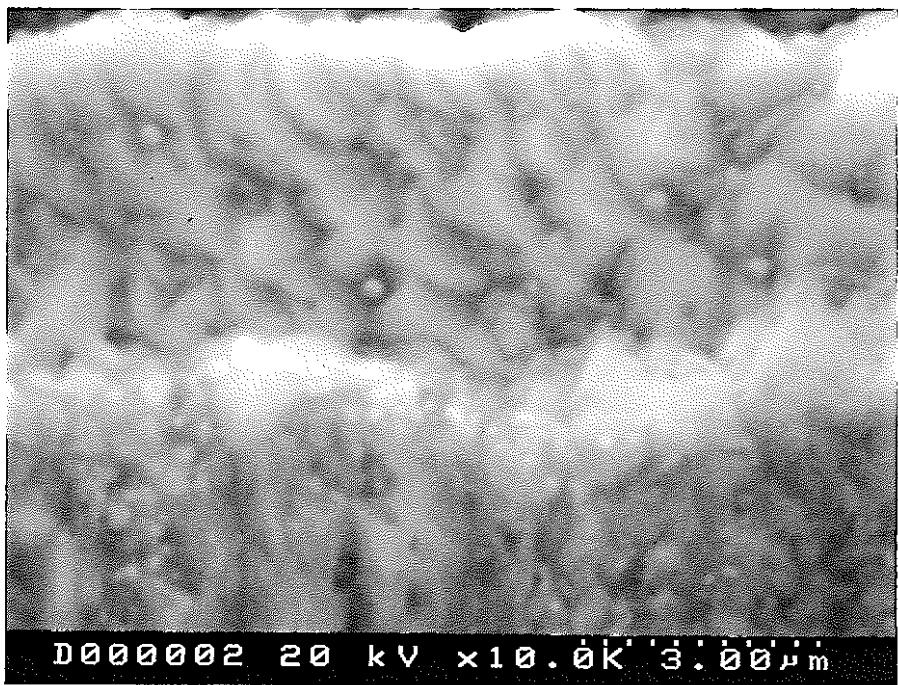
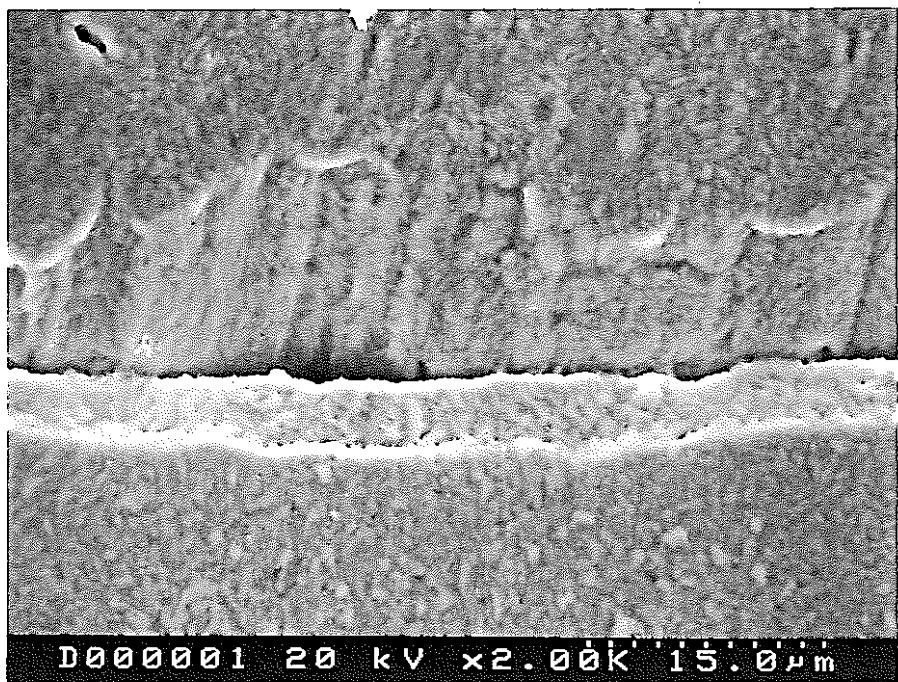
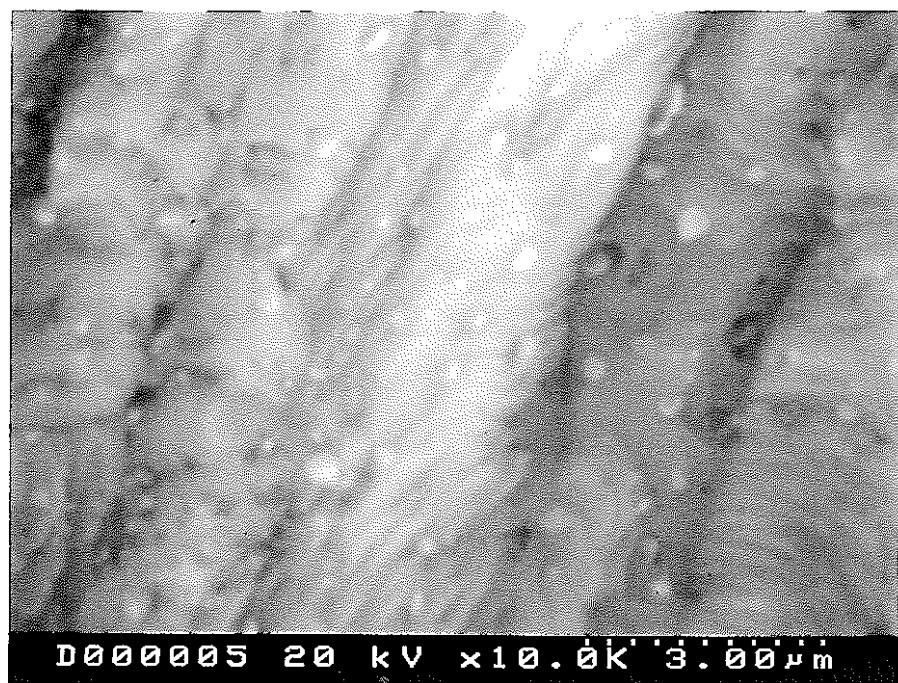
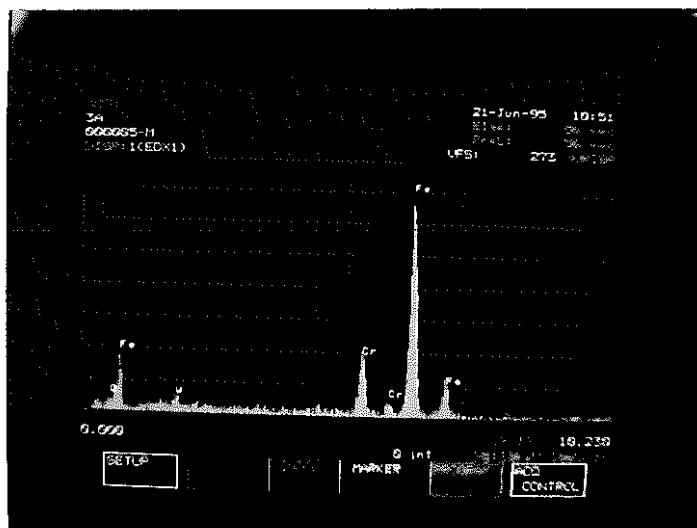


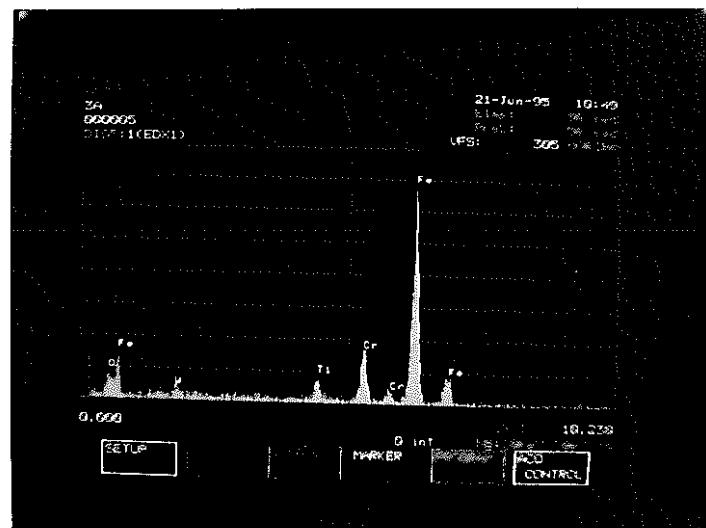
写真 6.1 F61 鋼 2 壓後の管内面割れ部 SEM 像
(1100 °C / 4 分焼鈍材)



D000005 20 kV ×10.0K' 3.00 μm



母材部



析出物

写真 6.2 F61 鋼 2 圧後の管内面割れ部 SEM 像及び EDX
(1100 °C / 4 分焼鈍材)

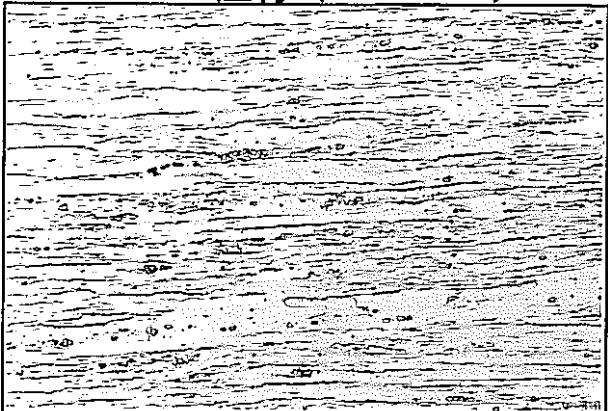
1圧材 (30% CW)



1圧+焼鈍材 (1100°C/ 4分)



2圧材 (22% CW)



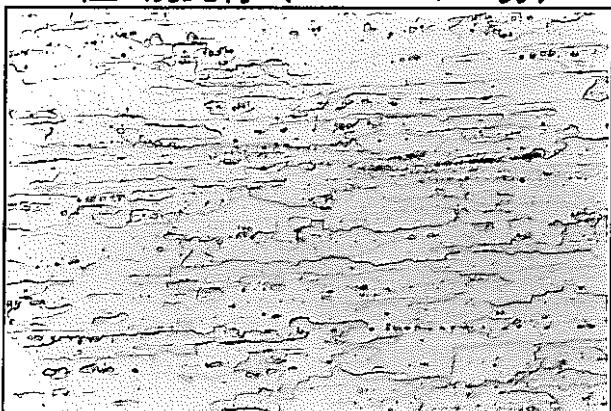
2圧+焼鈍材 (1100°C/ 4分)



3圧材 (34% CW)



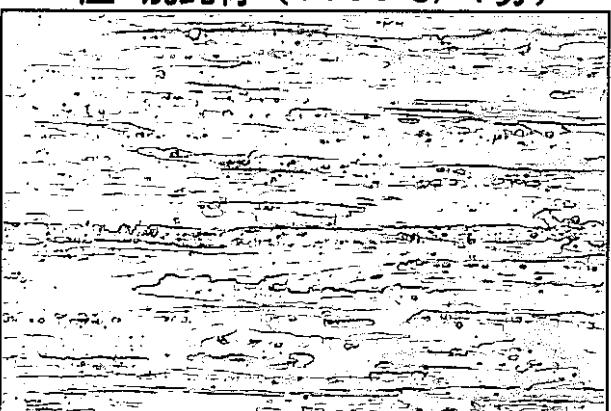
3圧+焼鈍材 (1100°C/ 4分)



4圧材 (37% CW)



4圧+焼鈍材 (1100°C/ 4分)



25 μm

写真 6.3 F61 フェライト鋼被覆管中間工程(～4R)材の光学顕微鏡組織

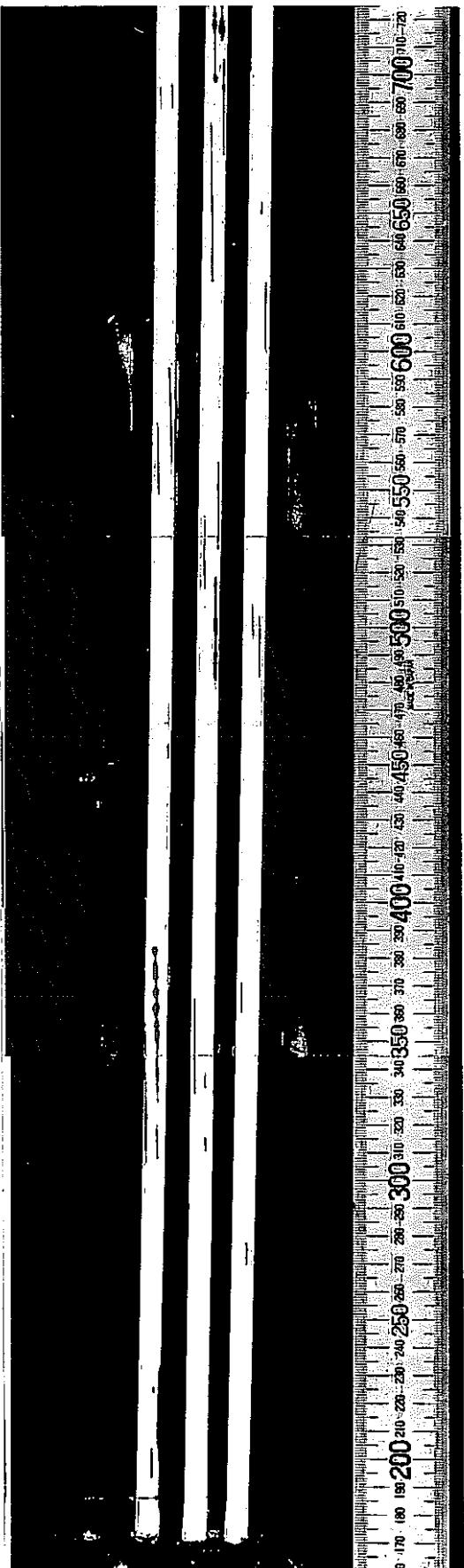


写真 6.4
被覆管割れ外観

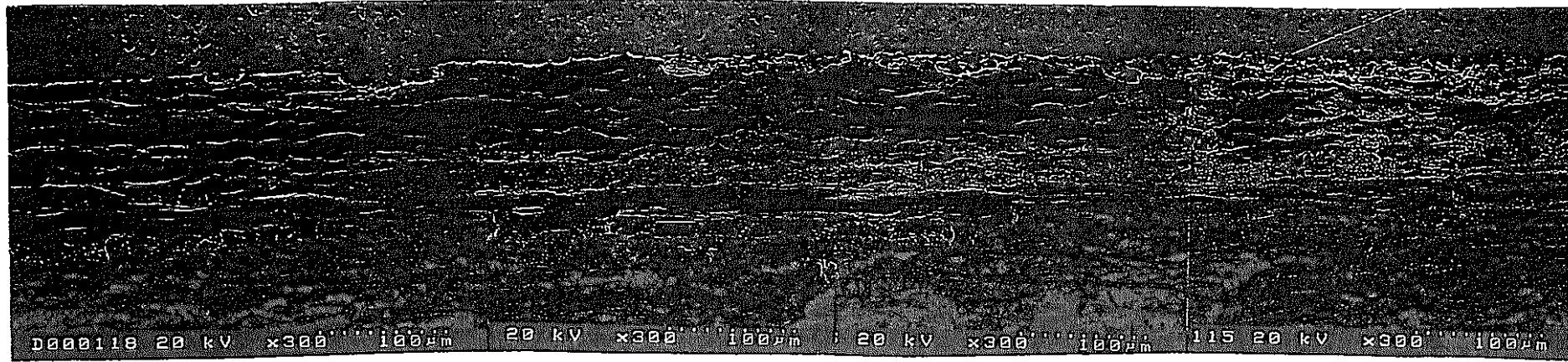
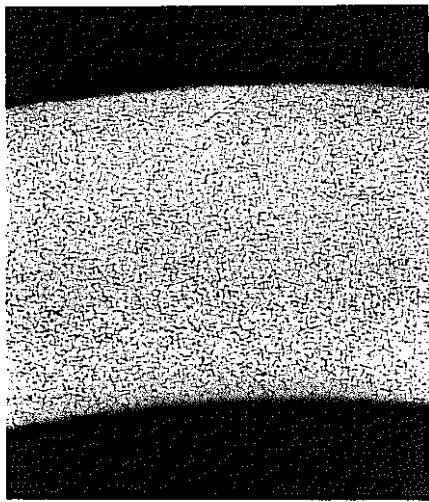
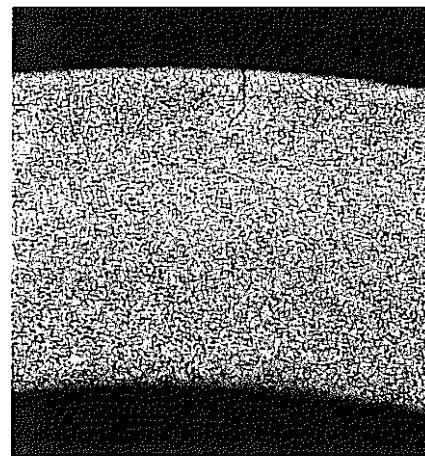


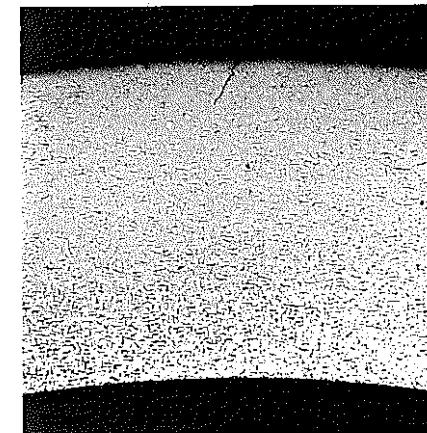
写真 6.5 ODS 被覆管 6R 材(管 No.12-3)割れ部 SEM 像 (1)
($9.05^{\text{OD}} \times 0.866^{\text{t}}$)



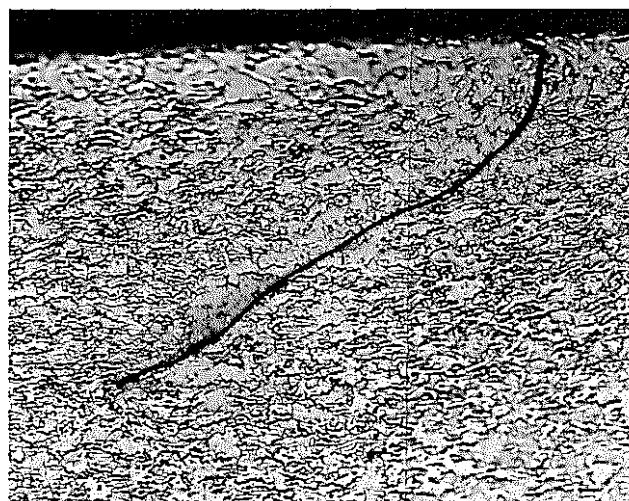
0.2mm



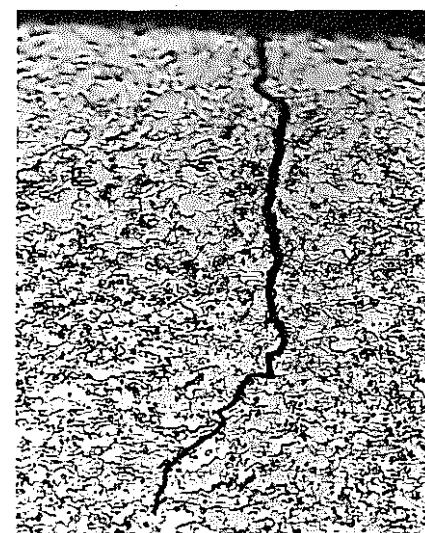
0.2mm



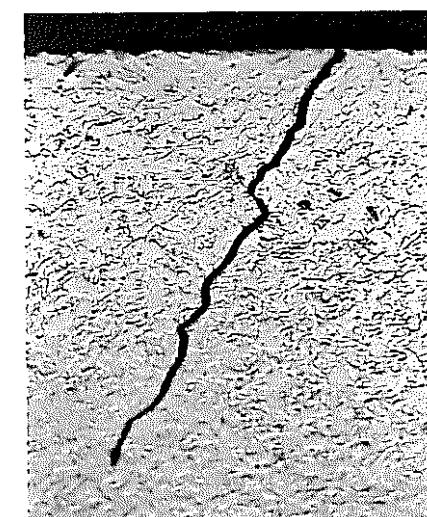
0.2mm



25 μm



25 μm

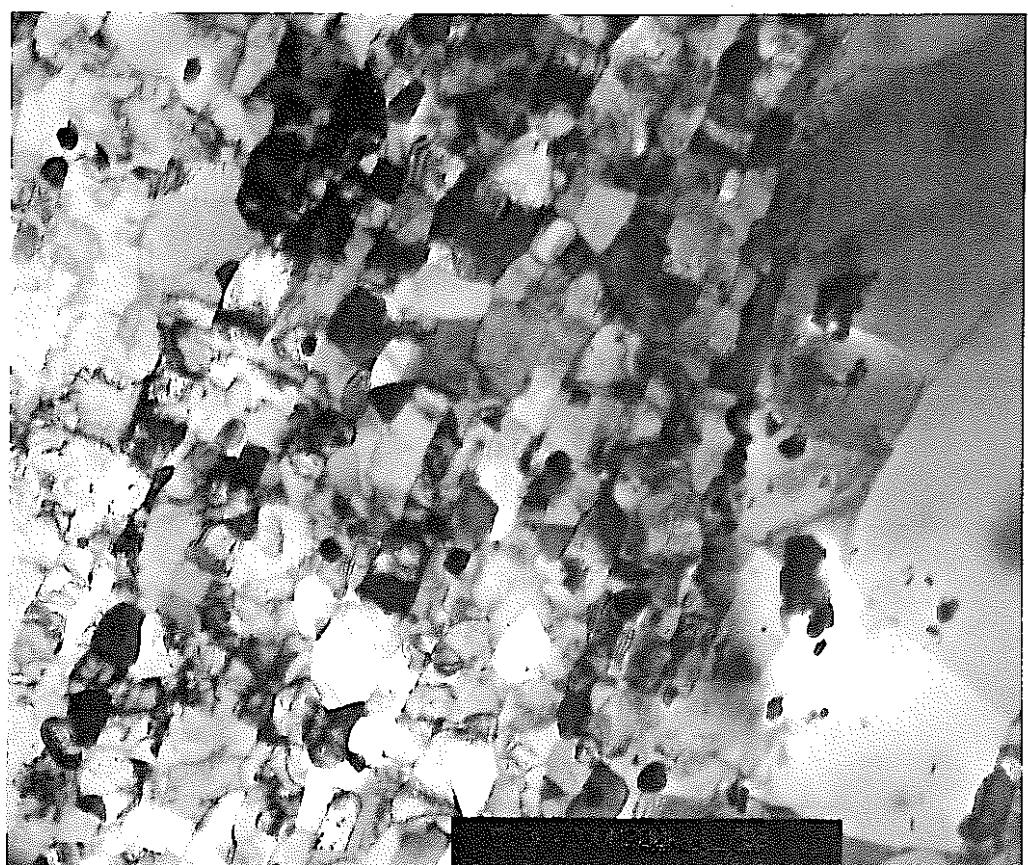


25 μm

写真 6.6 ODS 被覆管(5R)割れ部断面ミクロ組織

表4 ODS フェライト鋼被覆管割れの原因と対策

推定原因	作用	改善方法
材質的な要因 ① 未再結晶領域が多い。 ② 窒素が高い。 (5R以降) ③ Ti化合物の圧延方向への密集	① 再結晶率 ≈ 50% 結晶粒が圧延方向に伸びている。 →未再結晶部に歪み集中。 ② 焼鈍時の雰囲気より混入 →炭窒化物が多くなる。 →応力集中。 ③ 応力集中→亀裂発生。	① 合金成分、押出温度の適正化により (Y_2O_3 量) ($< 1050^\circ\text{C}$) 再結晶率を上げる。>70% (等軸化) ② 焼鈍雰囲気 (Arガスシール) 焼鈍温度の適正化。 ③ Ti量の低減 (0.4%→0.2%)
成形上の要因 ロールエッジによる 押し込み。	• ロール径逃がし量不足。 • 径落とし量が大きい。	• ロール形状の見直し。(ODS用ロール) • 1パス当たりの径落とし量低減(連圧) • 素管形状の適正化。 • ピルガー圧延との組み合わせ。



× 7500

写真 7.1 F61 押出材

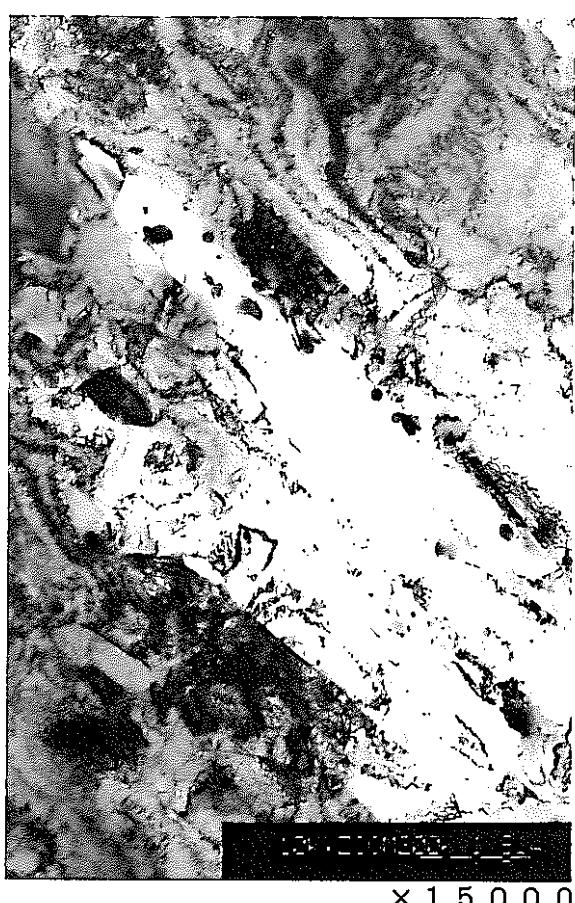
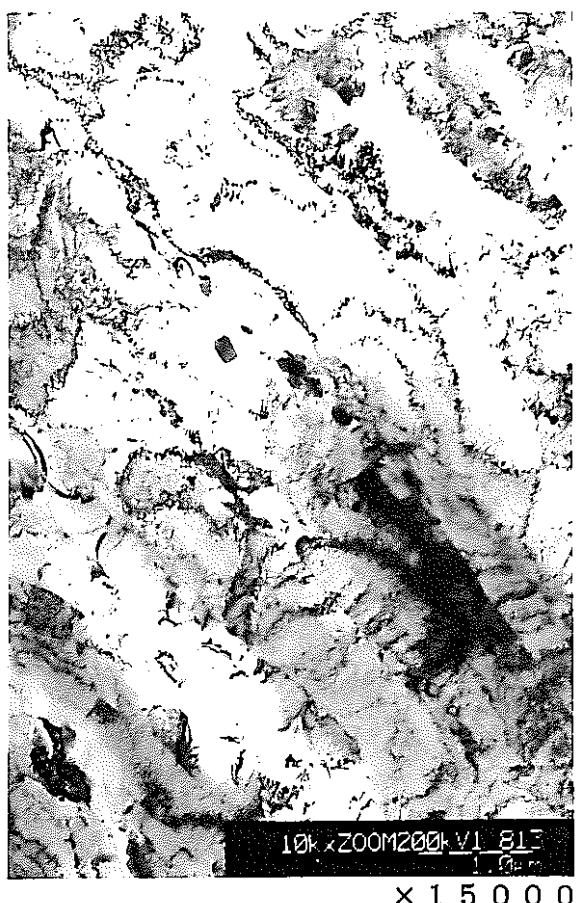
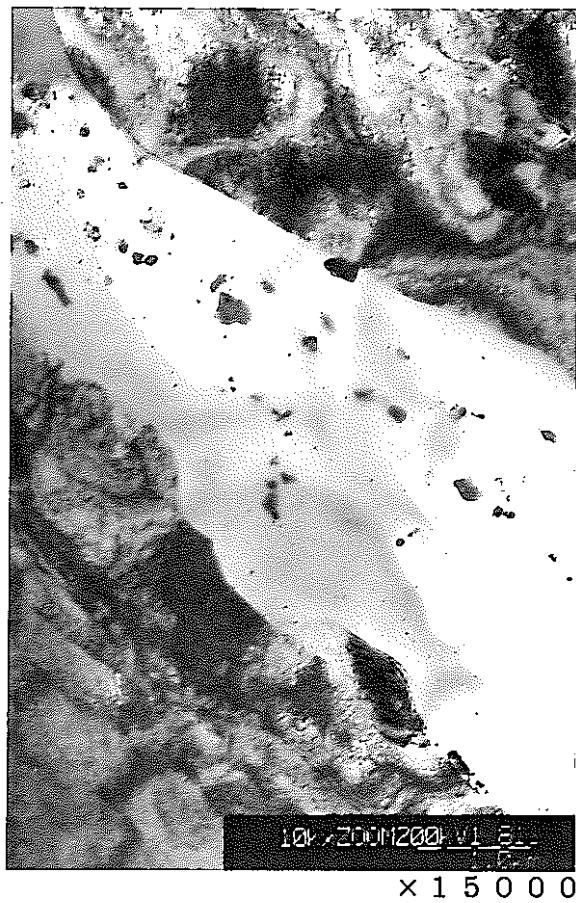
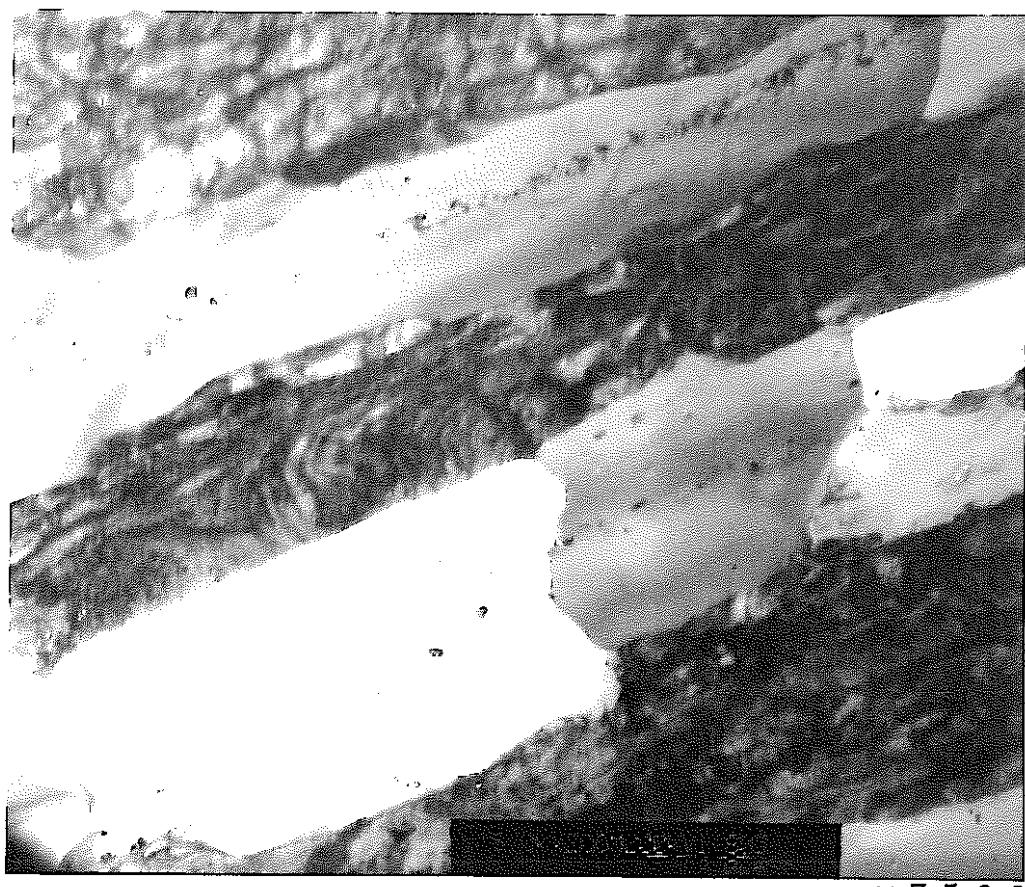


写真 7.2 F61 1圧後 BA材



× 750



× 750

写真 7.3 F61 2 壓後 BA 材

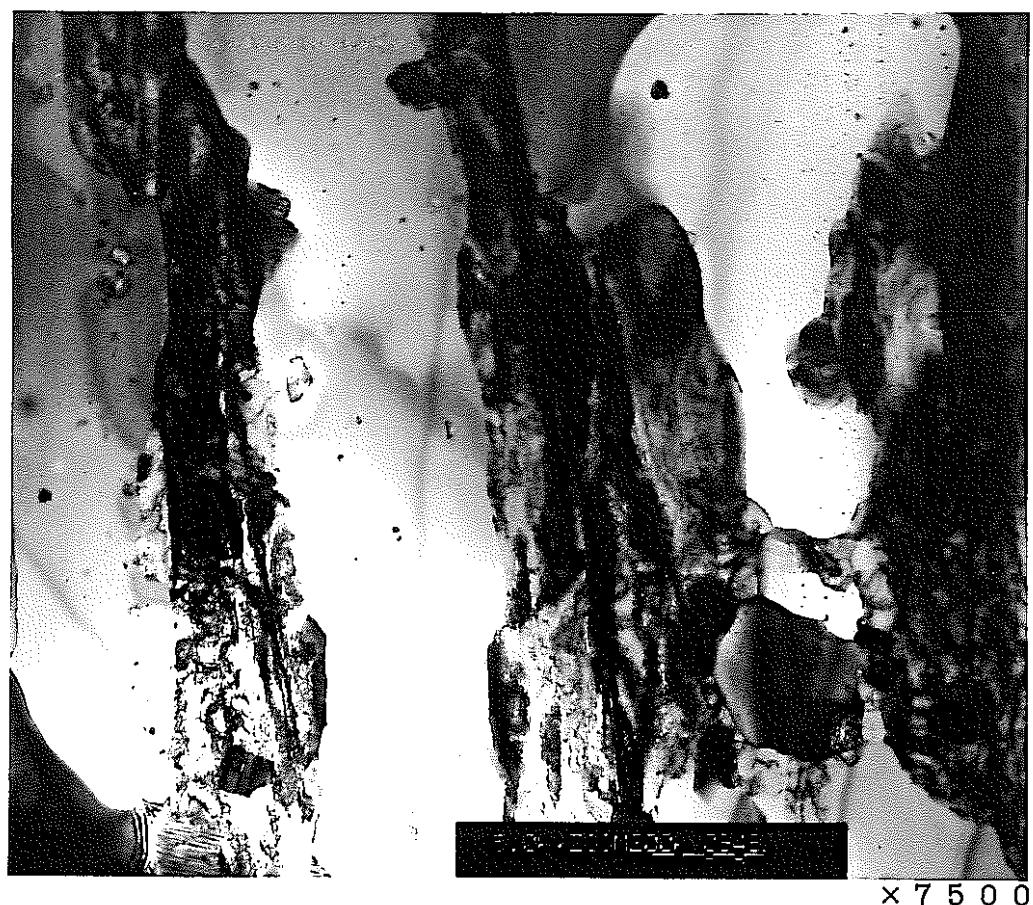
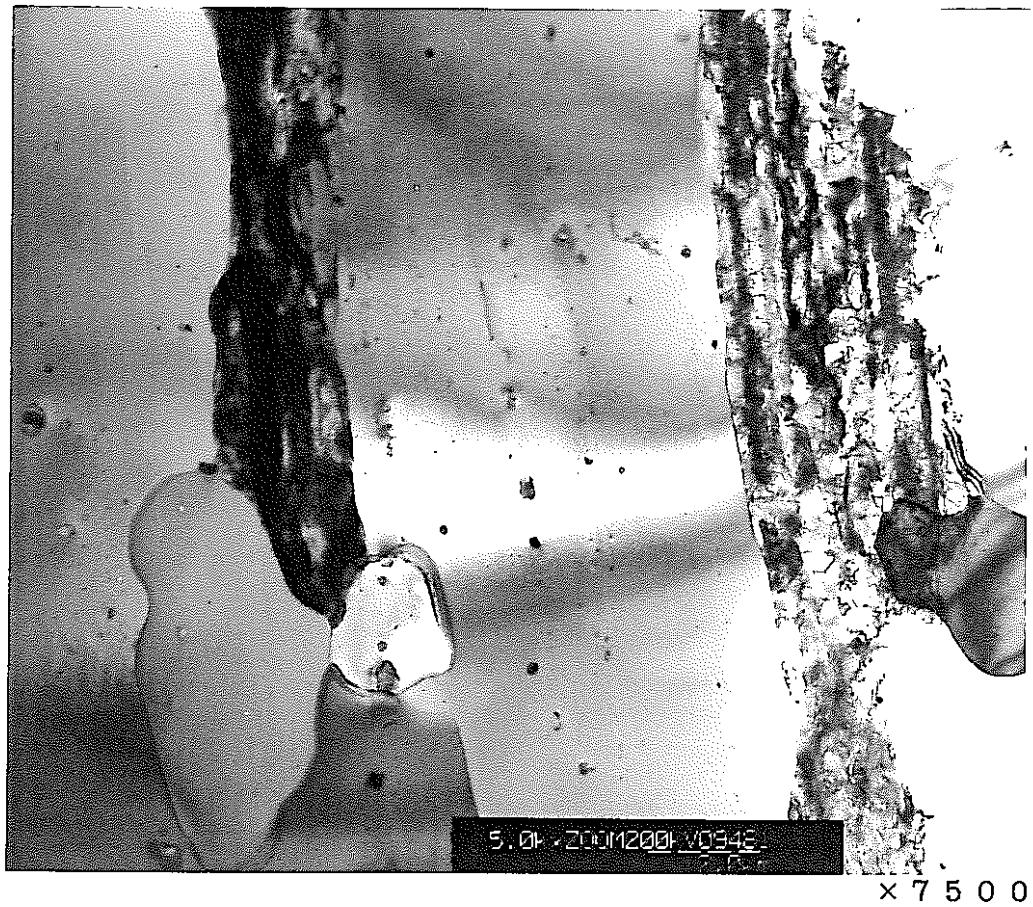
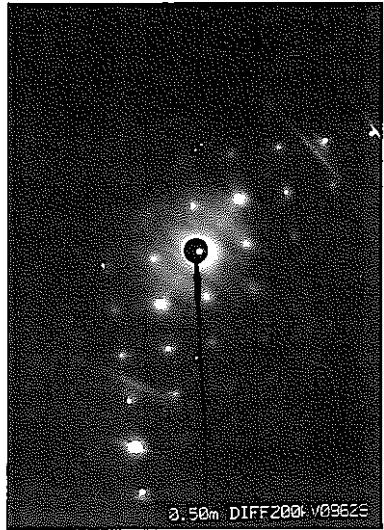
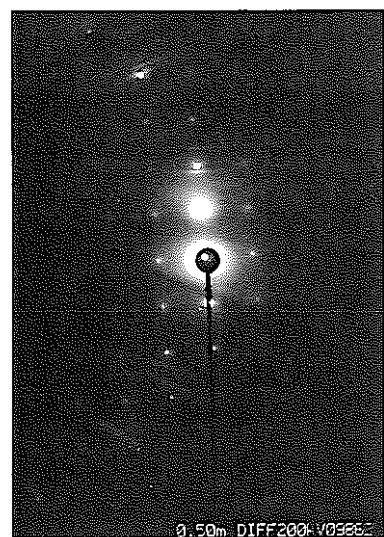


写真 7.4 F61 1200 °C / 1h 焼 鈍 材



0 $\bar{1}$ 1 002
011

20k \times ZOOM200kV09630
50nm
 \times 30000



002 011
0 $\bar{1}$ 1

20k \times ZOOM200kV0986
50nm
 \times 30000

写真 7.5 F61 1200 °C/1h 焼鈍材

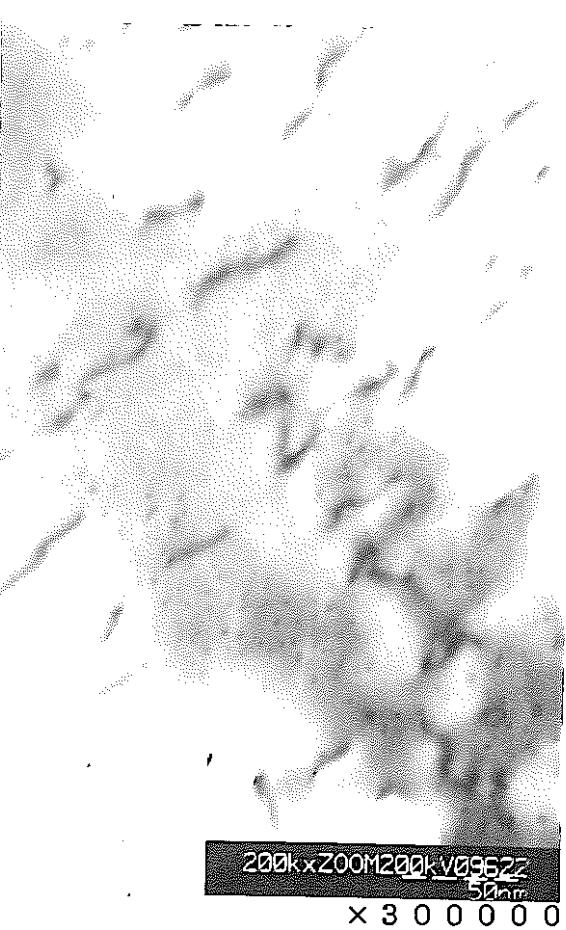
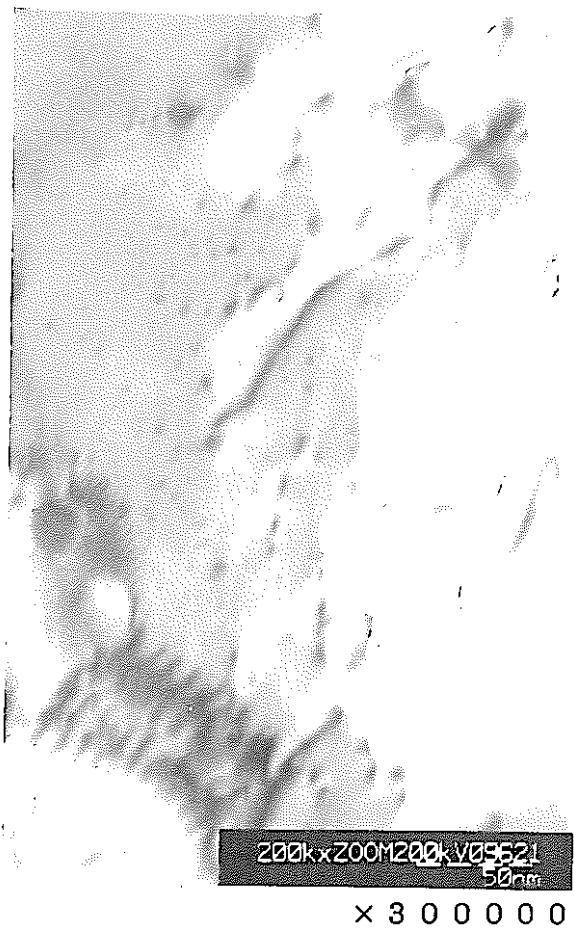
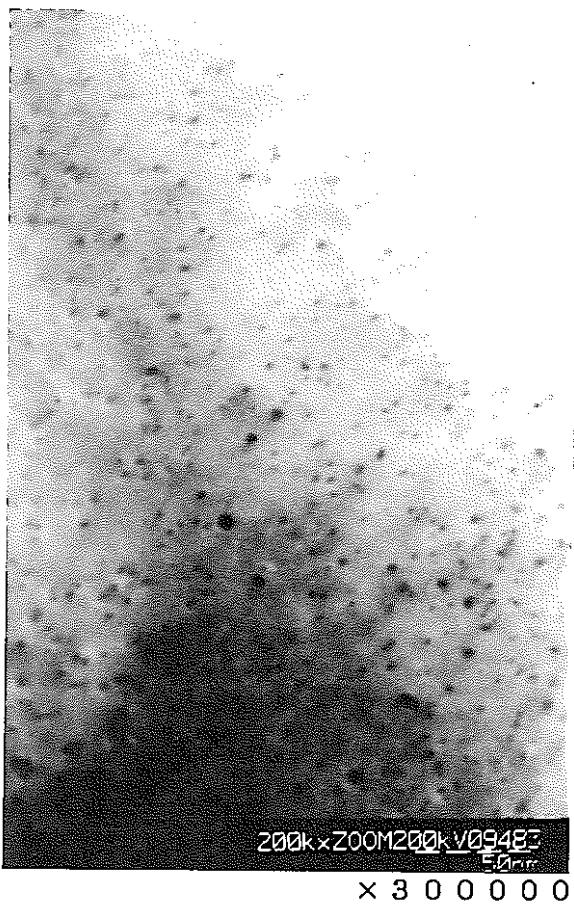


写真 7.6 F61 1200 °C / 1h 焼鈍材

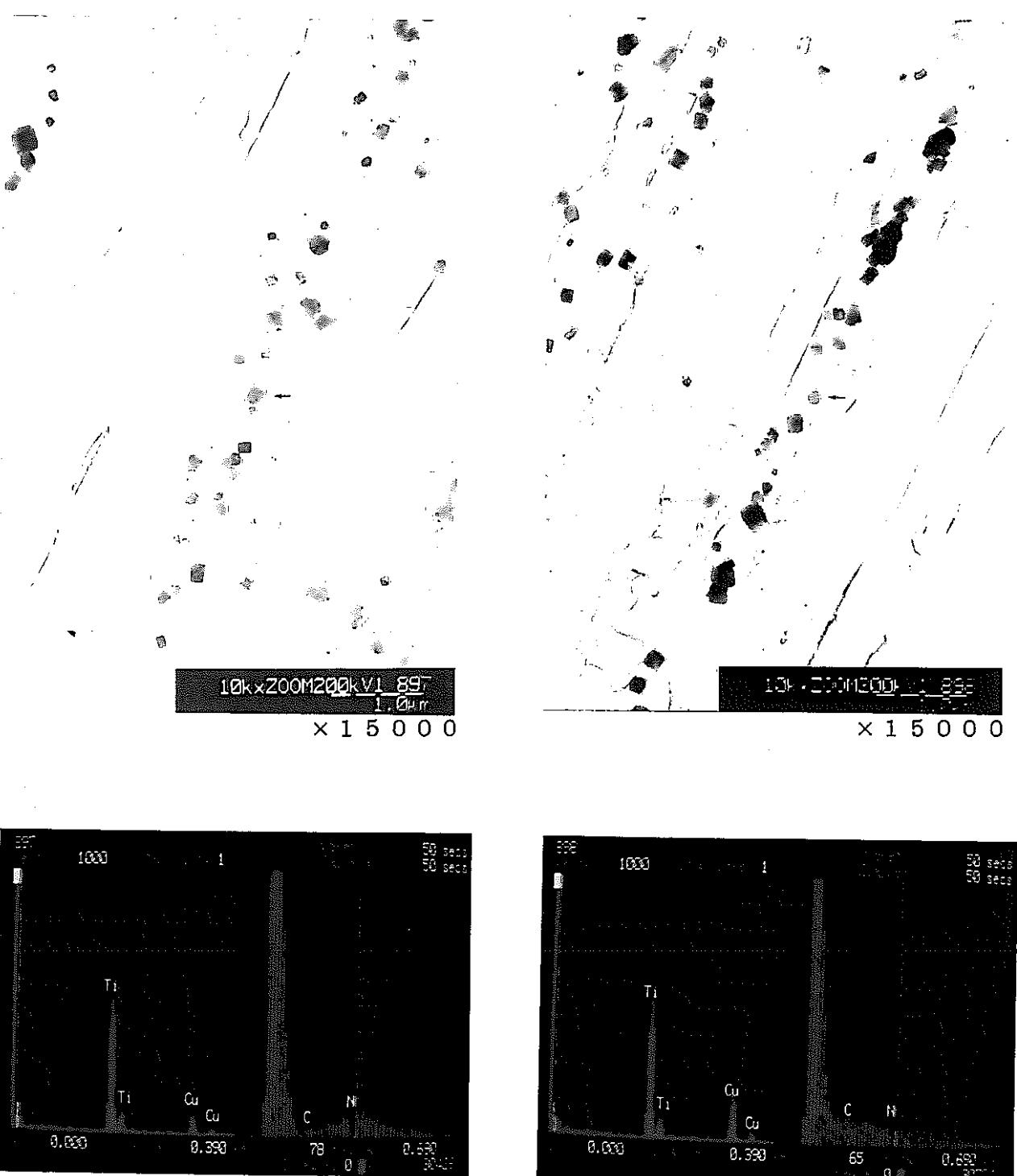


写真 7.7 F61 4 壓後 BA 材

表 5 ODS 鋼被覆管工程每化学成分

(w t %)

工程	形状	Y	O	N
押出	30φ	0.18	0.12	0.010
1 R	19φ	0.18	0.14	0.011
2 R	16φ	0.18	0.14	0.013
3 R	13.6φ	0.18	0.14	0.015
4 R	11.2φ	0.18	0.14	0.014
5 R	9.5φ	0.19	0.12	0.063
6 R	9.0φ	0.19	0.12	0.070
7 R	8.2φ	0.18	0.14	0.065
(9 R)	6.8φ	0.19	0.13	0.012

表 6 被覆管加工工程

1回目工程 (全加工率; 95.8%)

工程	外径	内径	肉厚	外径变化	内径变化	肉厚变化	加工率	Q値	長さ
素管	22.00	14.00	4.000	—	—	—	—	—	500
1R	18.90	12.50	3.200	3.10	1.50	0.80	30.2	1.63	717
2R	16.00	11.00	2.500	2.90	1.50	0.70	32.8	1.64	1067
3R	13.60	9.80	1.900	2.40	1.20	0.60	34.1	1.92	1619
4R	11.20	8.77	1.215	2.40	1.03	0.69	45.4	2.82	2967
5R	10.10	8.10	1.000	1.10	0.67	0.22	25.0	2.10	3956
6R	9.04	7.30	0.870	1.06	0.80	0.13	21.9	1.29	5065
7R	8.24	6.80	0.720	0.80	0.50	0.15	23.8	2.28	6649
8R	7.47	6.25	0.610	0.77	0.55	0.11	22.7	1.80	8603
9R	6.82	5.80	0.510	0.65	0.45	0.10	23.1	2.14	11187
10PD	6.56	5.56	0.500	0.26	0.24	0.01	5.8	0.49	11881

改善工程(連圧工程;目標値) (全加工率; 86.3%)

工程	外径	内径	肉厚	外径变化	内径变化	肉厚变化	加工率	Q値	長さ
素管	15.25	12.00	1.625	—	—	—	—	—	500
1R	14.18	11.25	1.465	1.07	0.75	0.16	15.9	29.5	1.50
2R	13.14	10.50	1.320	1.04	0.75	0.15	16.2	—	710
3R	12.17	9.80	1.185	0.97	0.70	0.14	16.6	31.0	1.47
4R	11.22	9.10	1.060	0.95	0.70	0.12	17.3	—	1028
5R	10.41	8.50	0.955	0.81	0.60	0.11	16.2	30.5	1.45
6R	9.61	7.90	0.855	0.80	0.60	0.10	17.1	—	1479
7R	8.95	7.40	0.775	0.66	0.50	0.08	15.4	29.5	1.43
8R	8.29	6.90	0.695	0.66	0.50	0.08	16.7	—	2097
9R	7.77	6.50	0.635	0.52	0.40	0.06	14.2	—	2443
10R	7.25	6.10	0.575	0.52	0.40	0.06	15.3	38.6	1.49
11R	6.75	5.71	0.520	0.50	0.39	0.06	15.6	—	2884
12PD	6.56	5.56	0.500	0.19	0.15	0.02	6.5	1.42	3417

$$Q = \log_{10} \Delta t / \log_{10} \Delta d, \quad t : \text{肉厚}, d : \text{平均径}$$

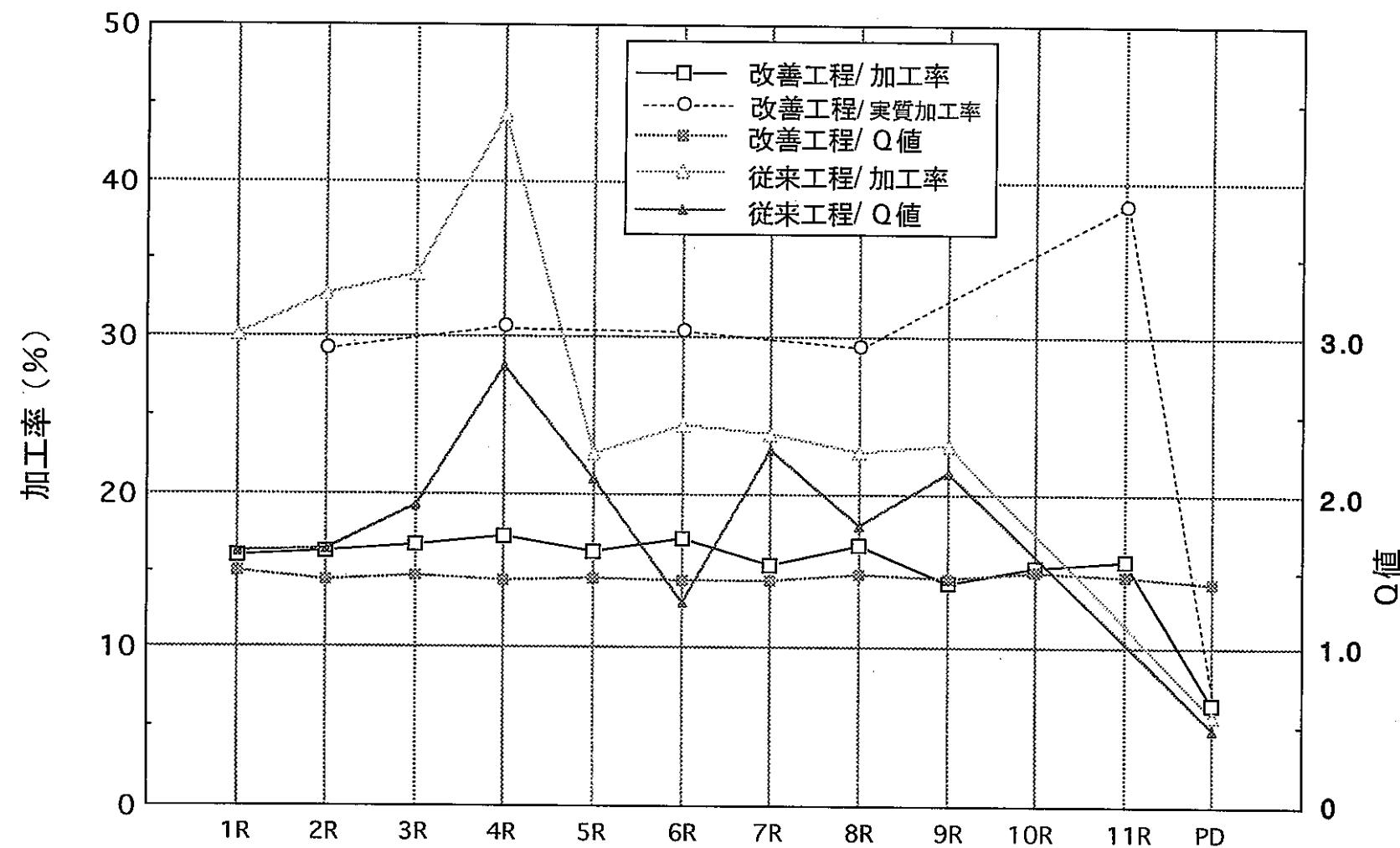


図 11 被覆管の加工率とQ値

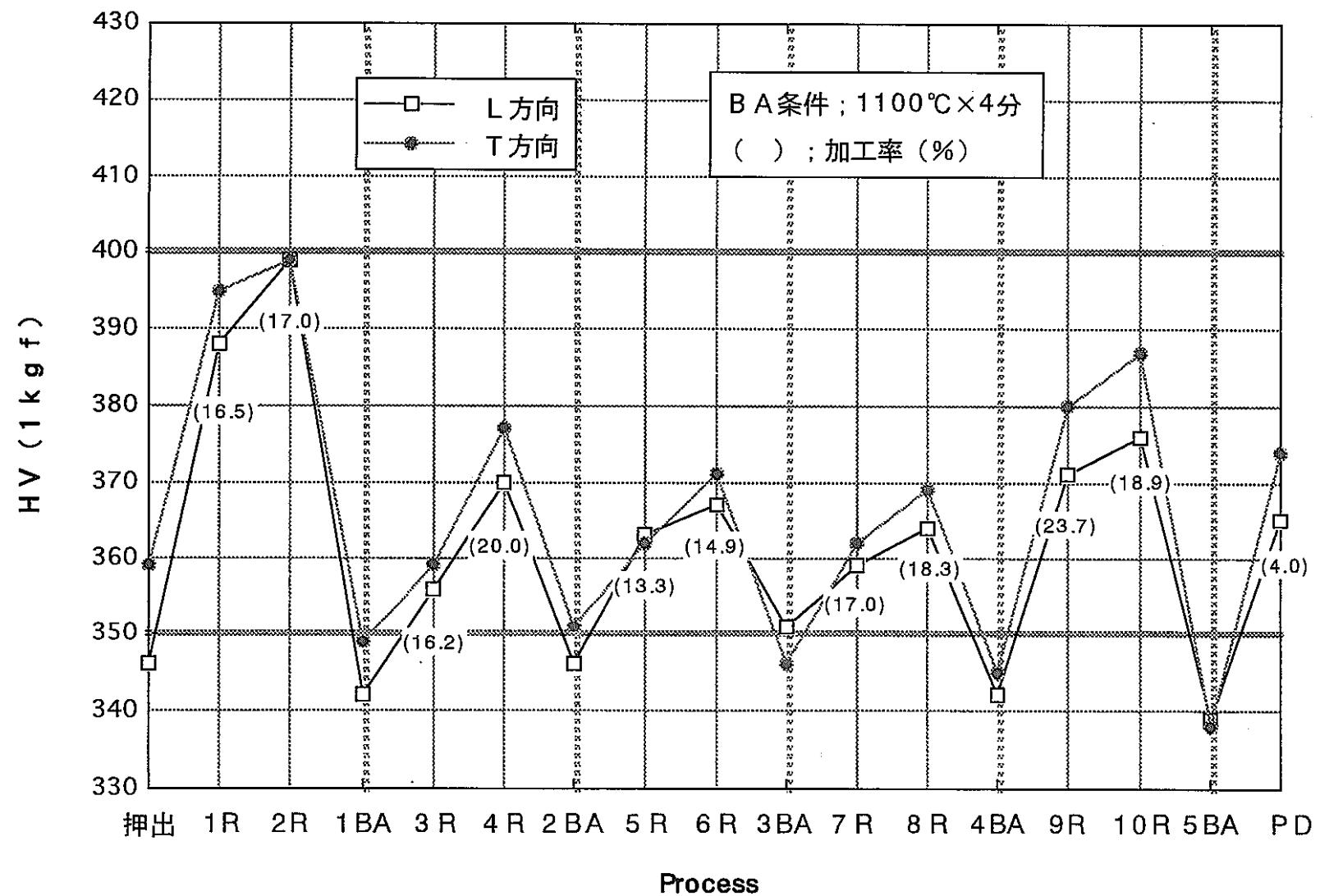


図 12 ODS フェライト鋼(F71 : 1150 °C 押出) 製造工程毎の硬さ変化

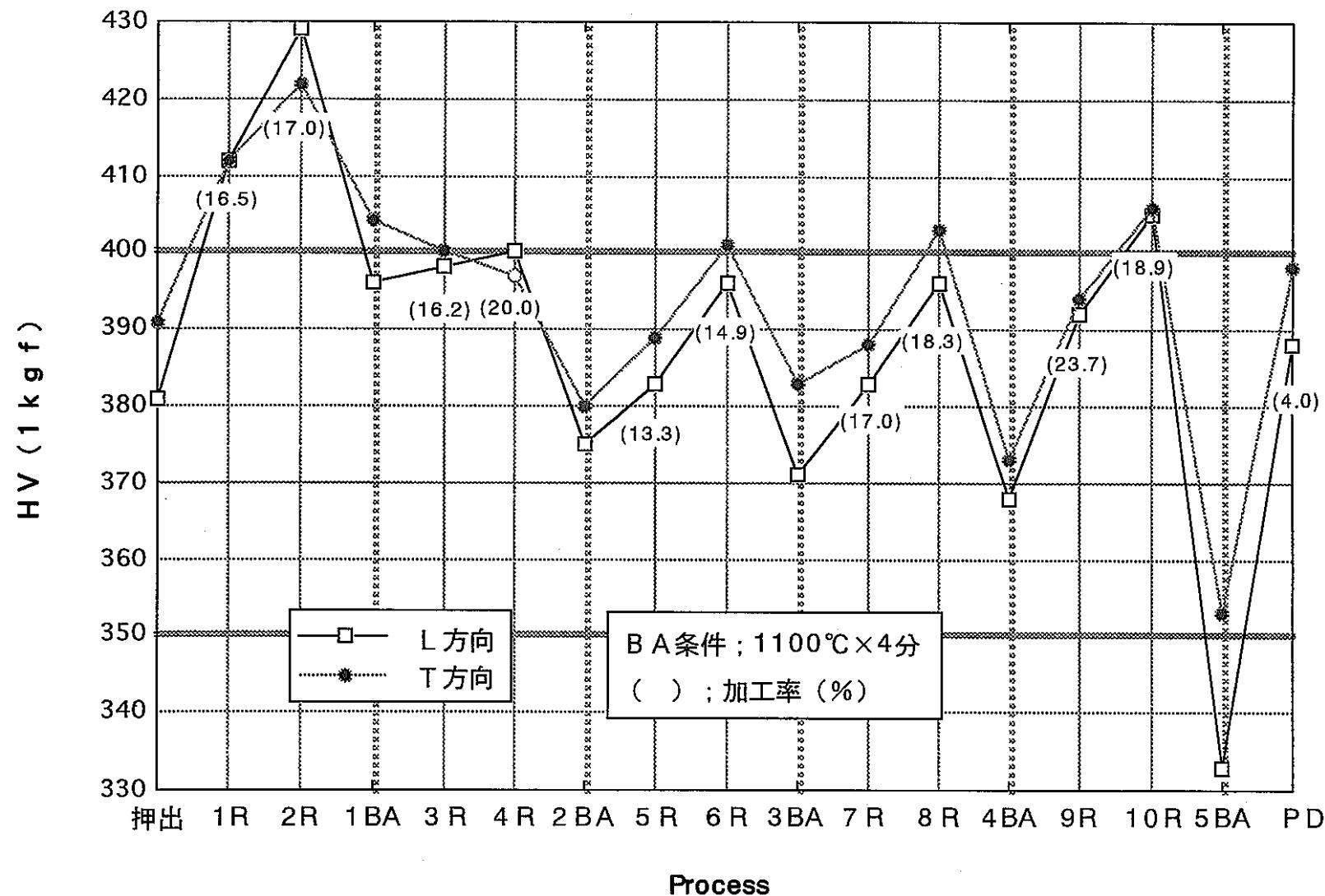


図13 ODS フェライト鋼(F71: 1050 °C押出) 製造工程毎の硬さ変化

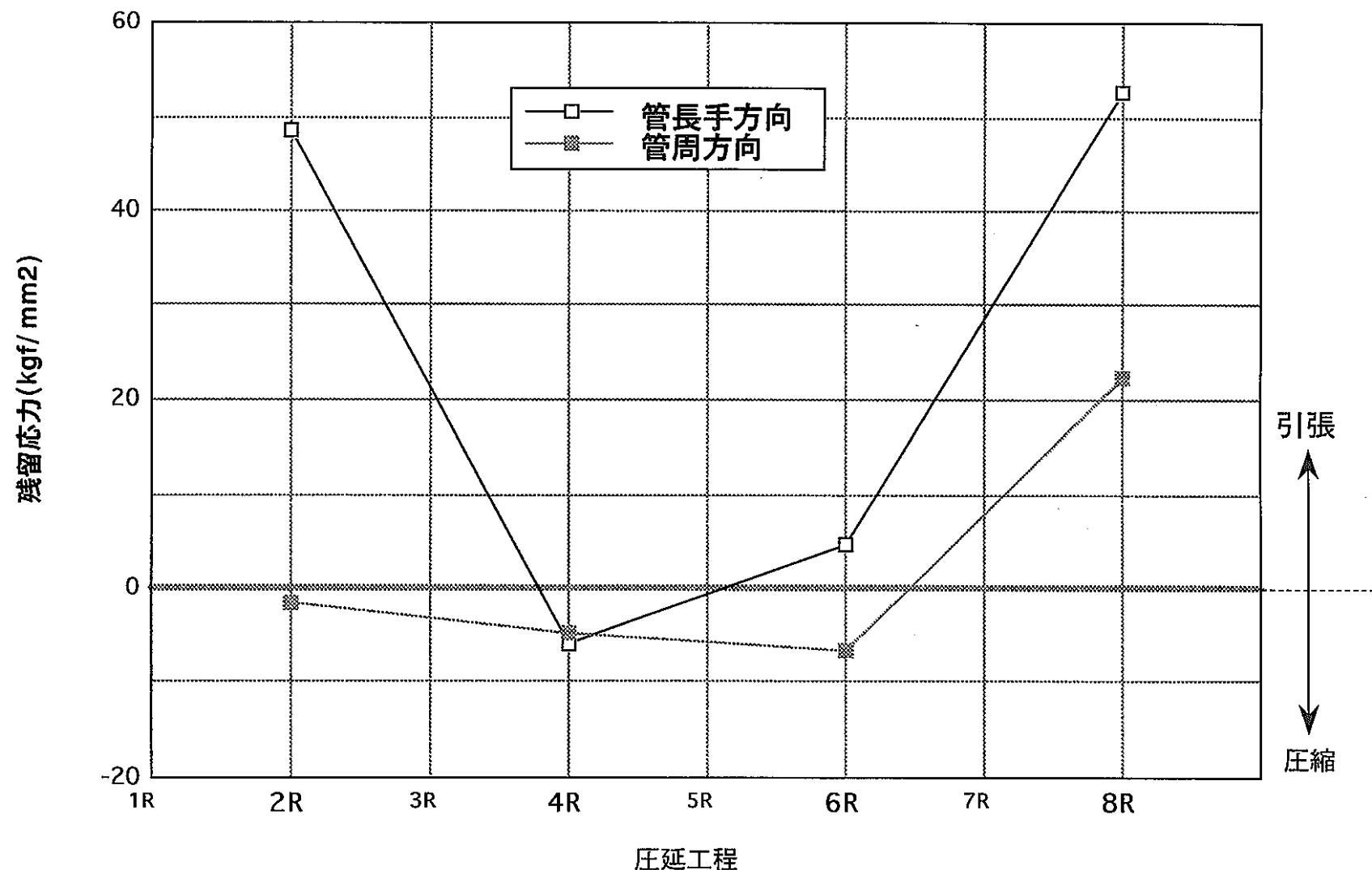


図 14 ODS 被覆管圧延後管表面に発生した残留応力
(焼鈍後は 0)

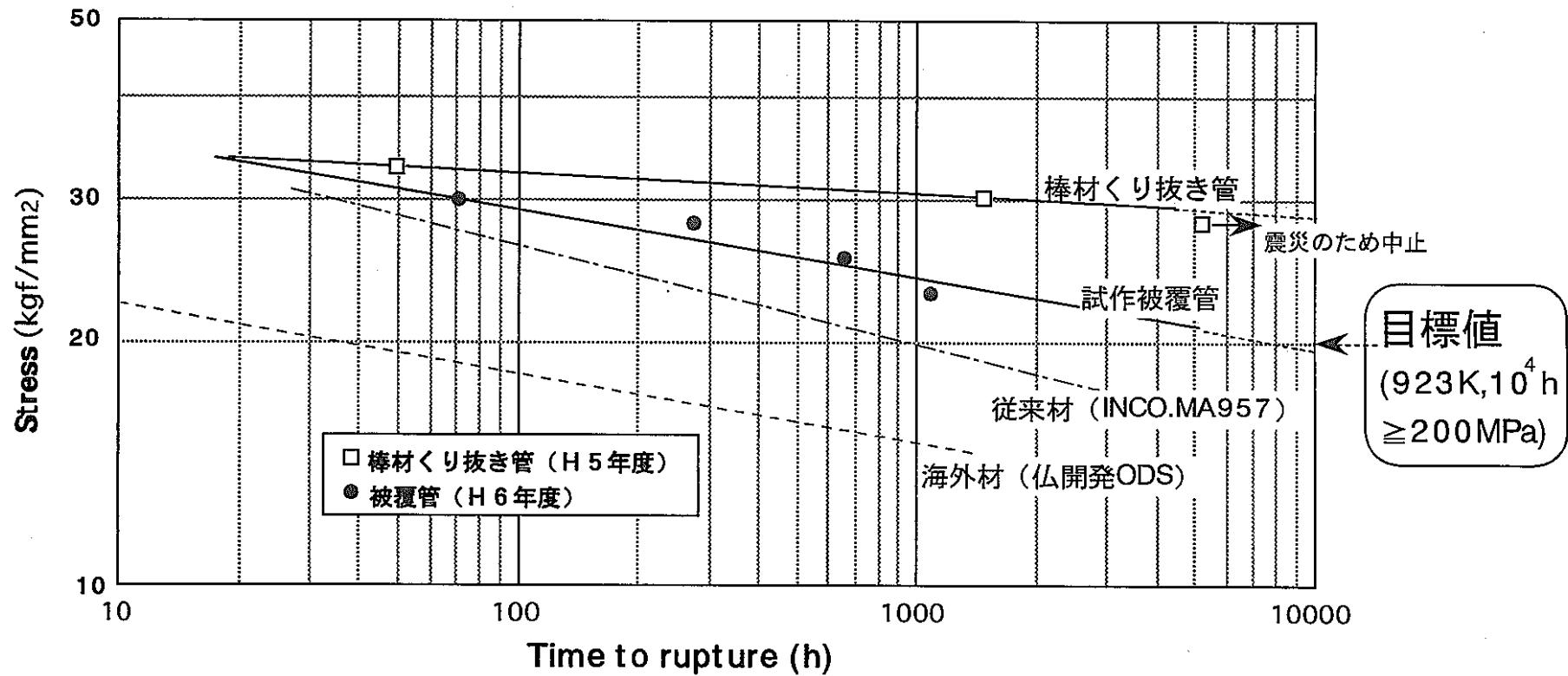


図 15 ODS フェライト鋼(F61)被覆管 923K 内圧クリープ破断強度
(12Cr-0.22Y₂O₃-W-Ti ベース)

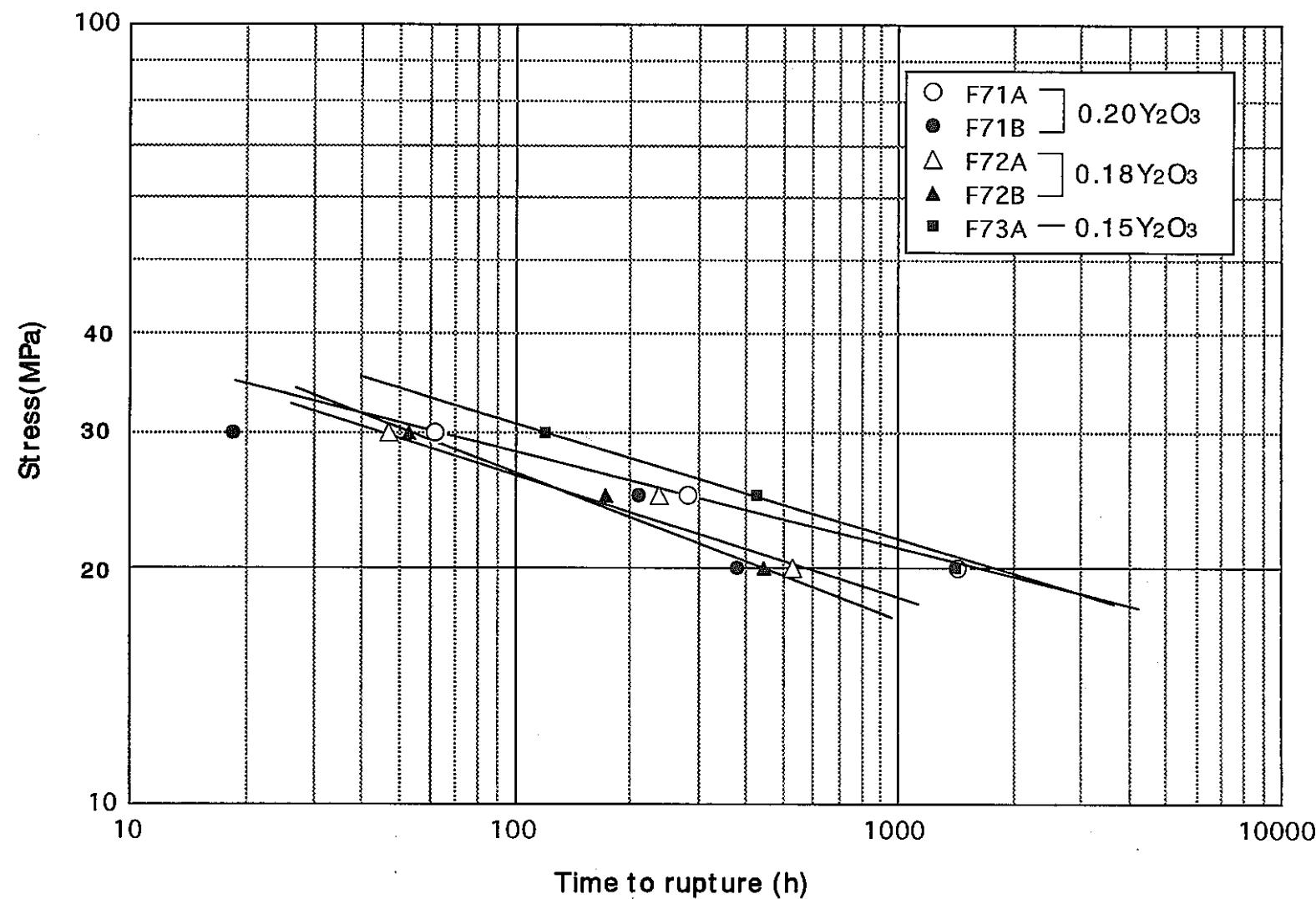


図 16 F71 被覆管 650 °C 内圧クリープ破断強度

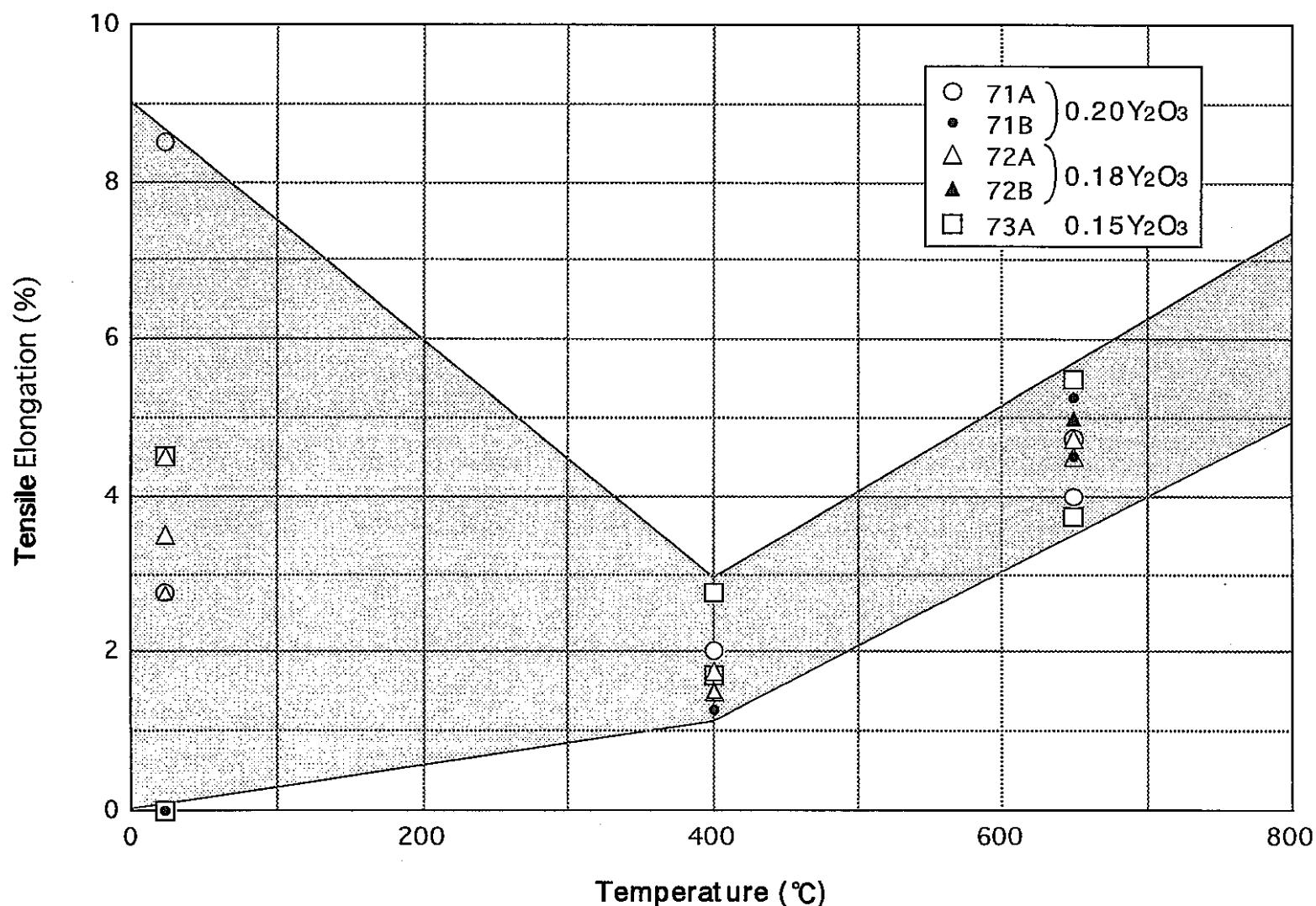


図 17 (F70) ODS フェライト鋼被覆管 リング引張/一様伸び温度依存性

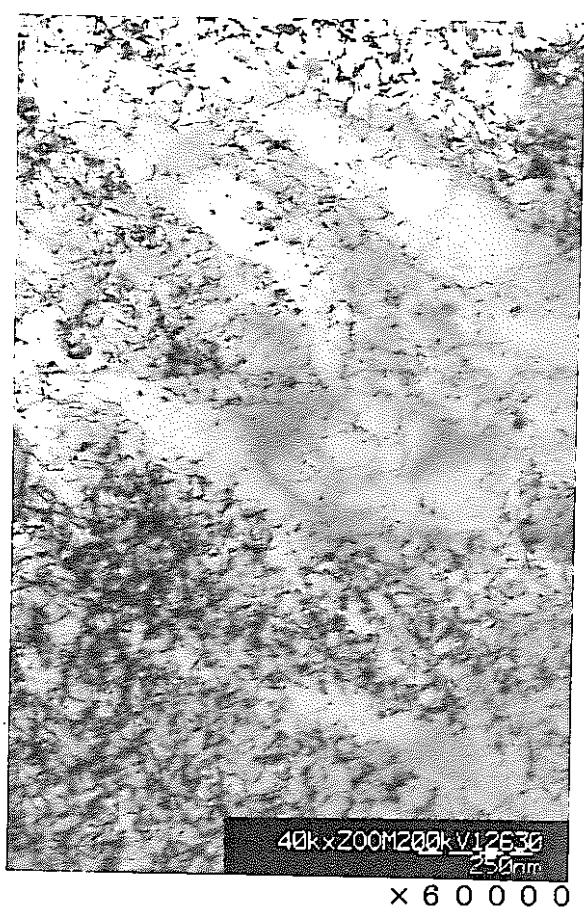
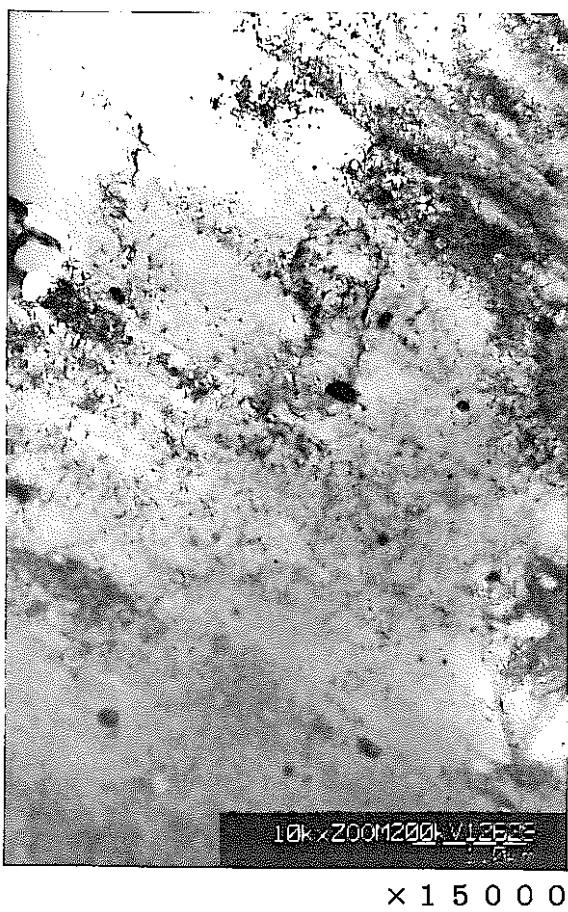


写真 8.1 F71 鋼 (1150 °C 押出) TEM 像

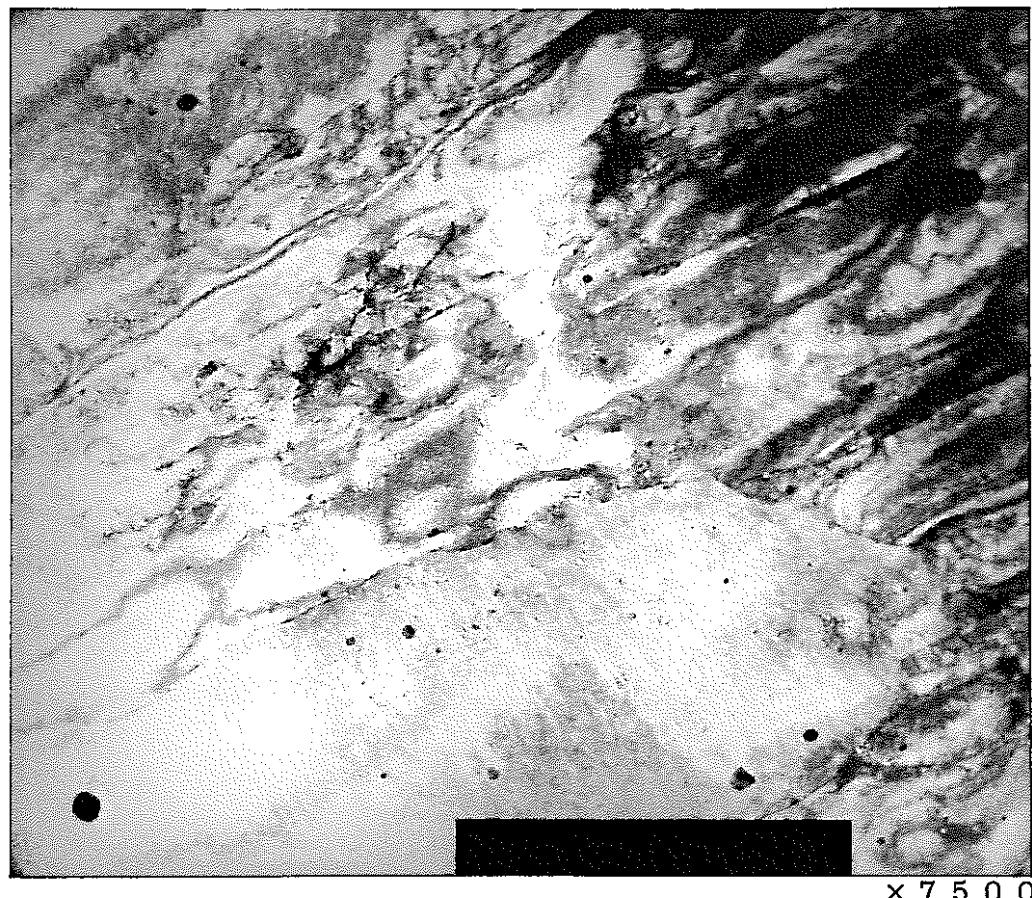
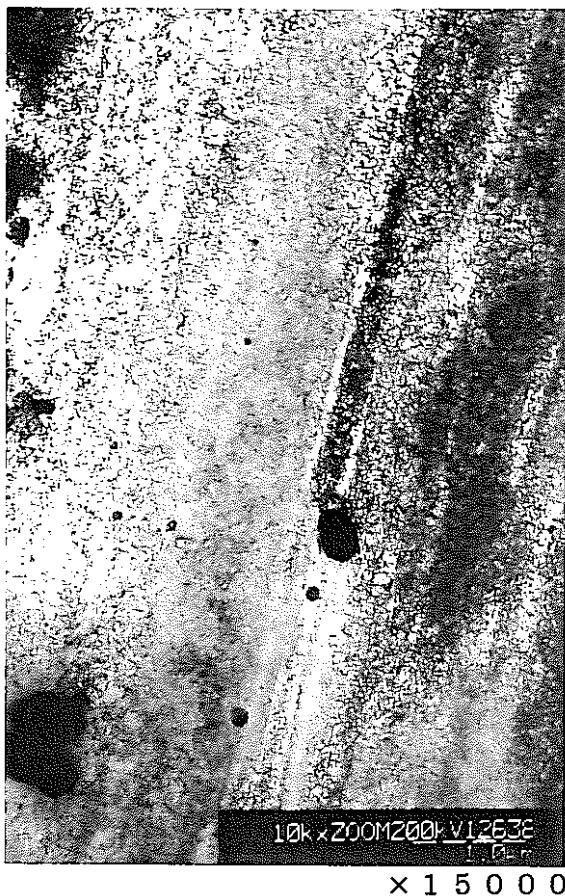


写真 8.2 F71 鋼 (1050 °C 押出) TEM 像



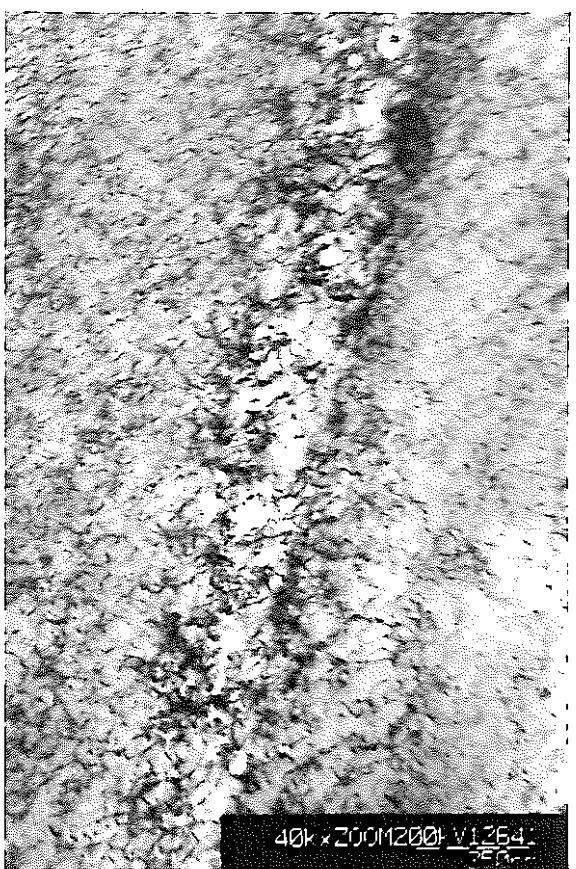
× 1 5 0 0 0



× 6 0 0 0 0

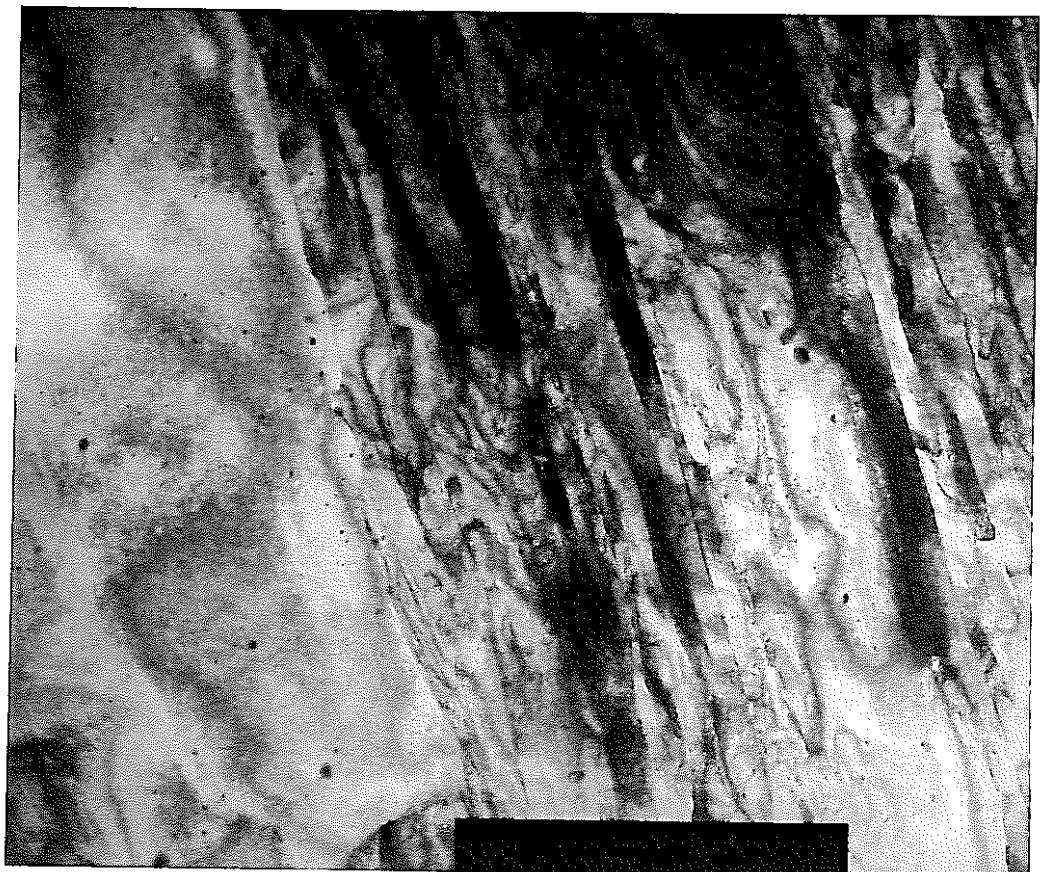


× 1 5 0 0 0

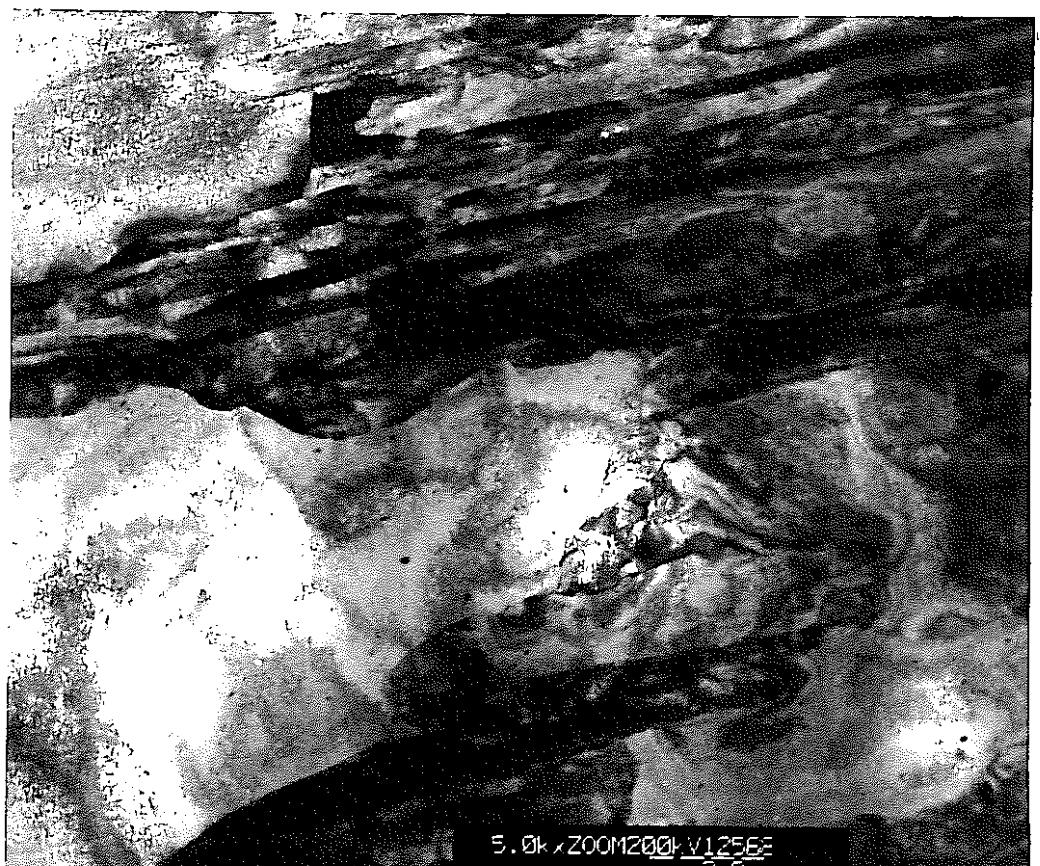


× 6 0 0 0 0

写真 8.3 F72 鋼 (1150 °C 押出) TEM 像



× 7500



5.0k x ZOOM200 V1256E

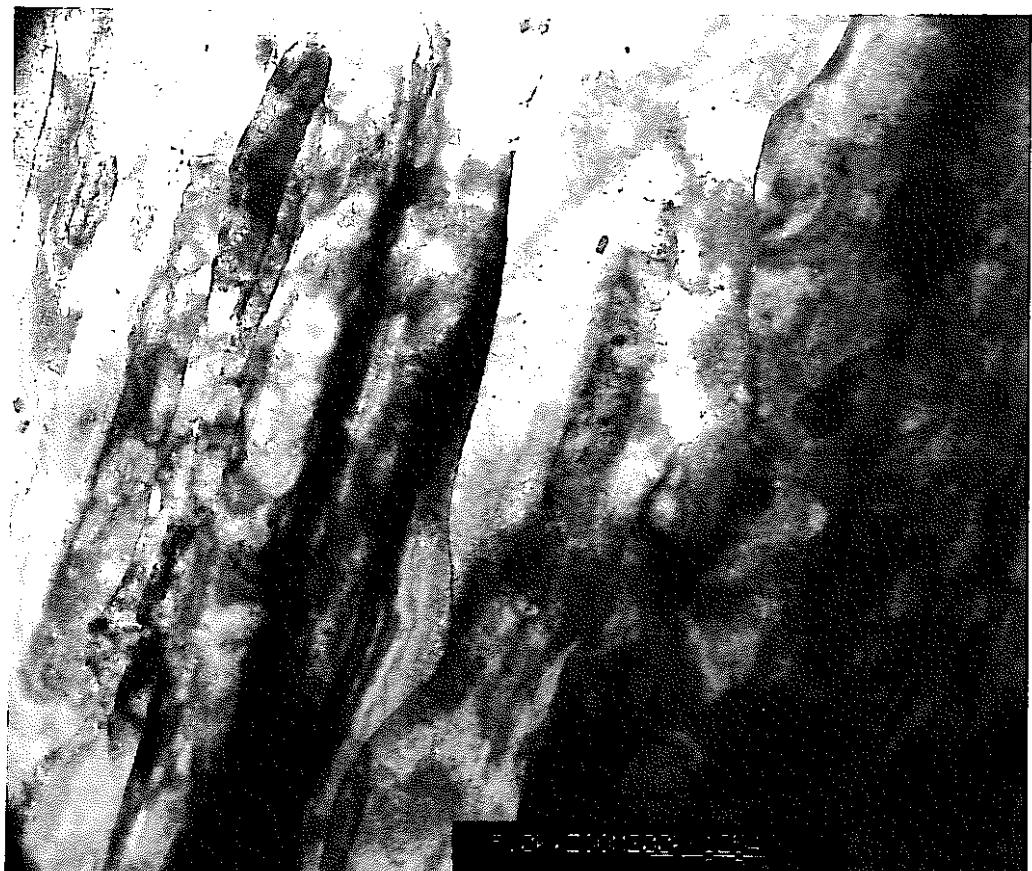
3.0

× 7500

写真 8.4 F72 鋼 (1050 °C 押出) TEM 像



x 7500



x 7500

写真 8.5 F73 鋼 (1150 °C 押出) TEM 像

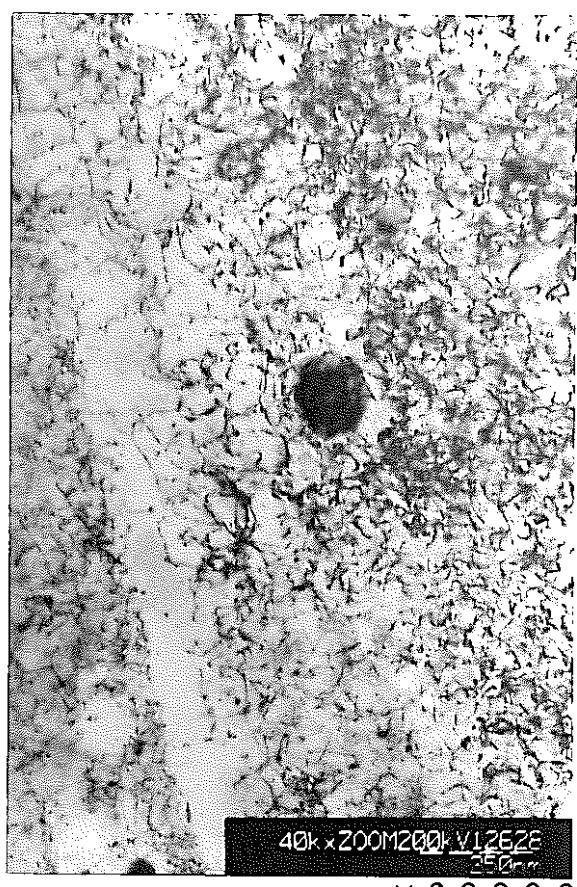
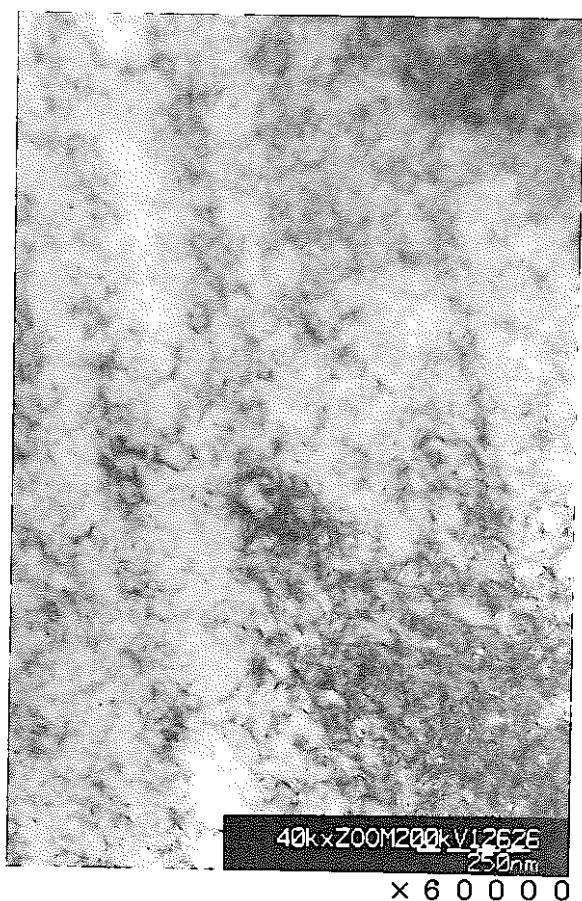


写真 8.6 F73 鋼 (1150 °C 押出) TEM 像

表7 フェライト系ODS鋼のまとめ

年度	主 要 組 成	再結晶	硬さ (H V)	加工性	内圧強度
H4 (6種)	H41: 0.02C-13.3Cr-2.6W-0.42Ti-0.34Y ₂ O ₃ -0.05Ex.O	×	~320	△	×
	H42: 0.03C-13.3Cr-2.6W-0.42Ti-0.34Y ₂ O ₃ -0.08Ex.O	×	~370	×	×
H5 (9種)	F58: 0.02C-12.4Cr-2.1W-0.43Ti-0.23Y ₂ O ₃ -0.07Ex.O	○	~320	○	○
H6 (3種)	F61: 0.03C-13.3Cr-2.9W-0.42Ti-0.22Y ₂ O ₃ -0.07Ex.O	○→△	~350	○→△	○
	F62: 0.02C-13.6Cr-2.3W-0.42Ti-0.22Y ₂ O ₃ -0.09Ex.O	○	~350	△	
	F63: 0.02C-13.6Cr-2.8W-0.42Ti-0.31Y ₂ O ₃ -0.09Ex.O	○	~400	×	
H7					

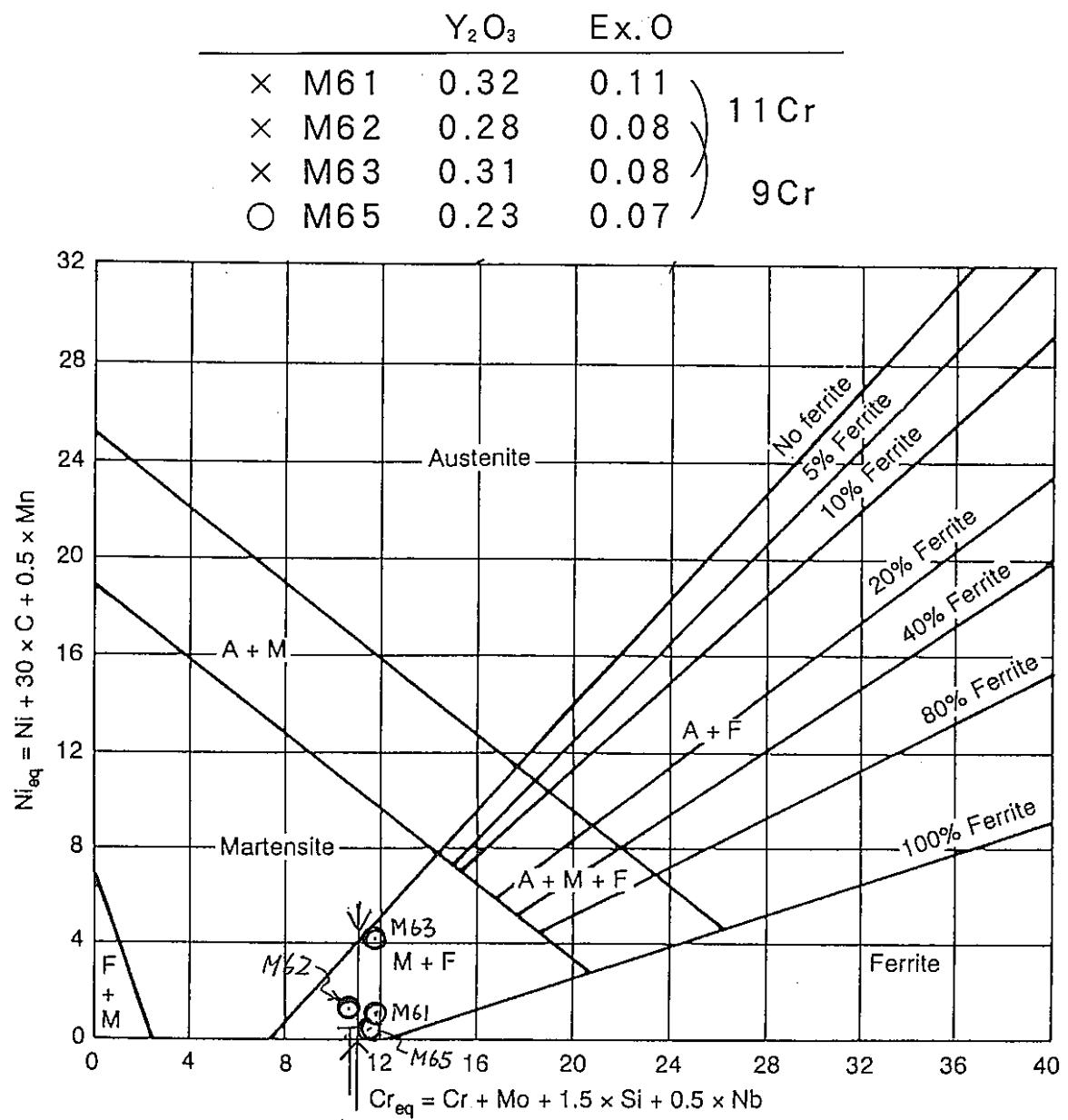


Fig.1 Schaeffler constitution diagram for stainless steel weld metal

$$30 \times (\text{C} + \text{N} - \text{Ti}/4)$$

図18 Schaeffler状態図におけるフェライト/
マルテンサイト系ODS鋼組織の位置付け

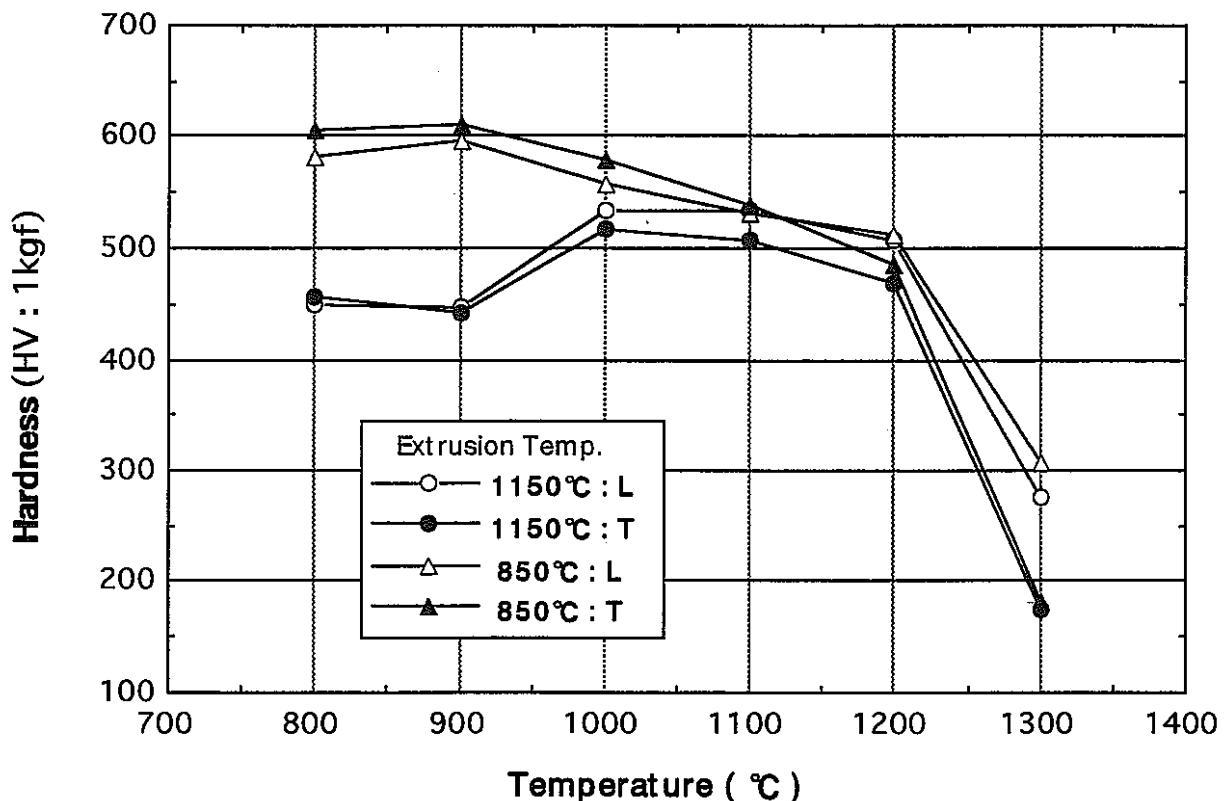


図19 Hardness of martensitic ODS steel Normalized for 1h and air cooled

M61 ; 0.10C-10Cr-2.9W-0.33Ti-0.32Y₂O₃

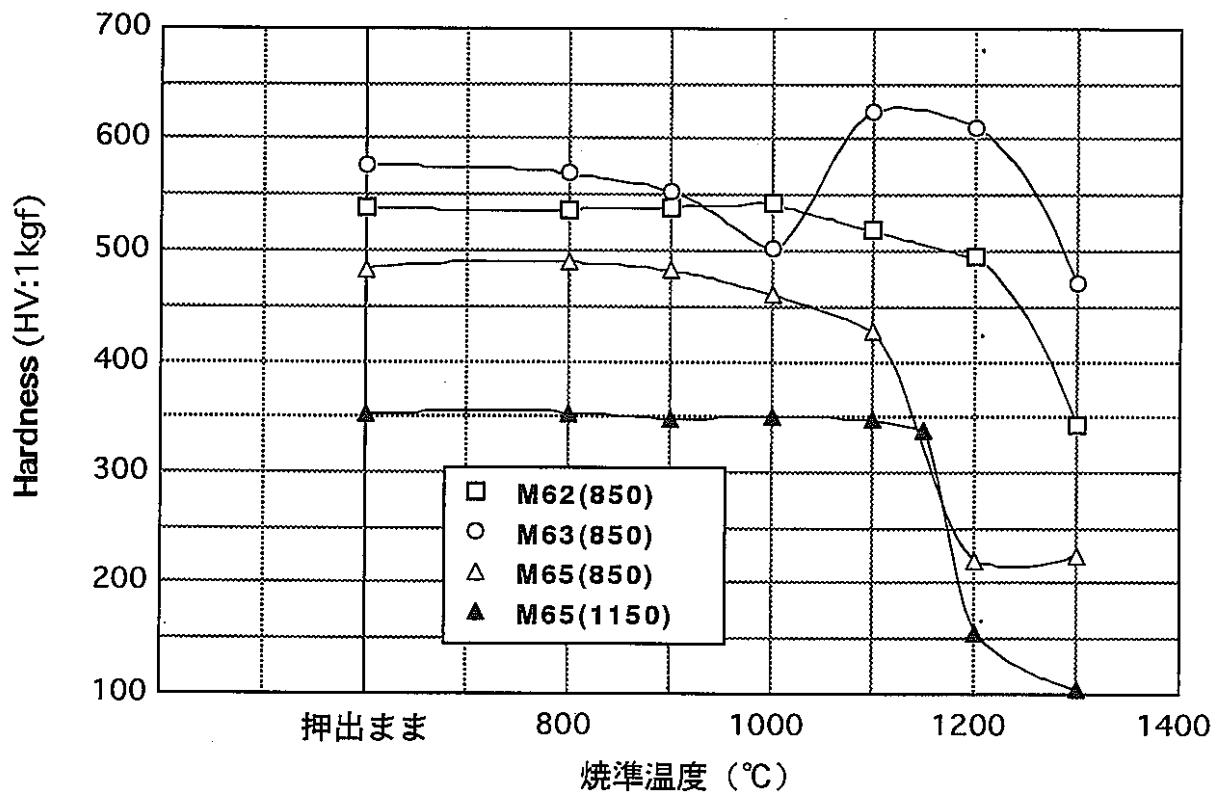


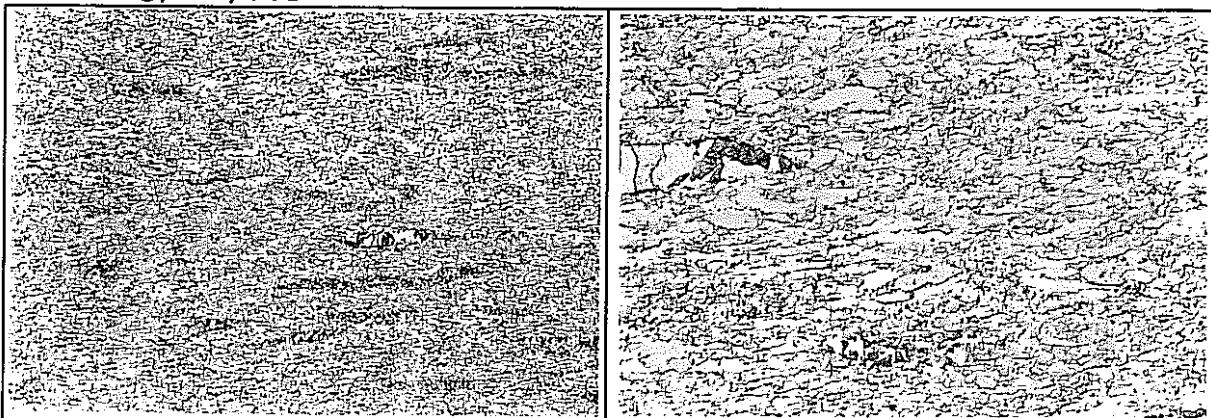
図 20 マルテンサイト系 ODS 鋼焼準材硬さ
 () 内数字 : 押出温度

M62 ; 0.11C – 9Cr – 2.7W – 0.3Ti – 0.28Y₂O₃

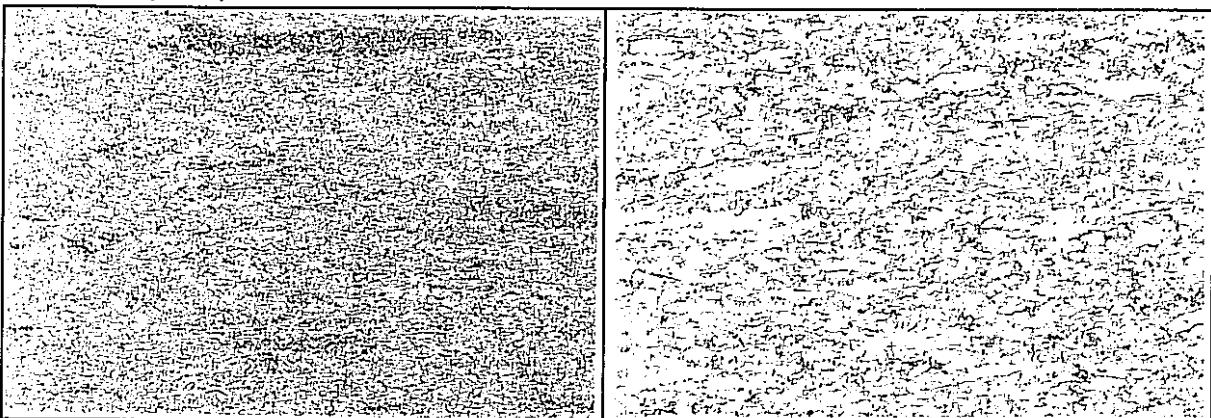
M63 ; 0.19C – 10Cr – 2.6W – 0.3Ti – 0.30Y₂O₃

M65 ; 0.01C – 10Cr – 2.7W – 0.4Ti – 0.23Y₂O₃

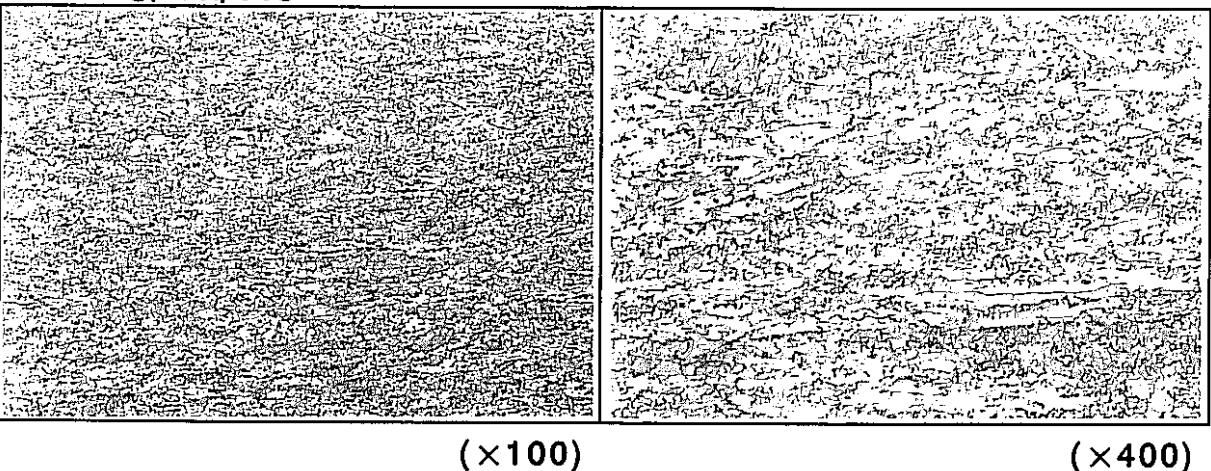
800°C/1h/AC



900°C/1h/AC



1000°C/1h/AC

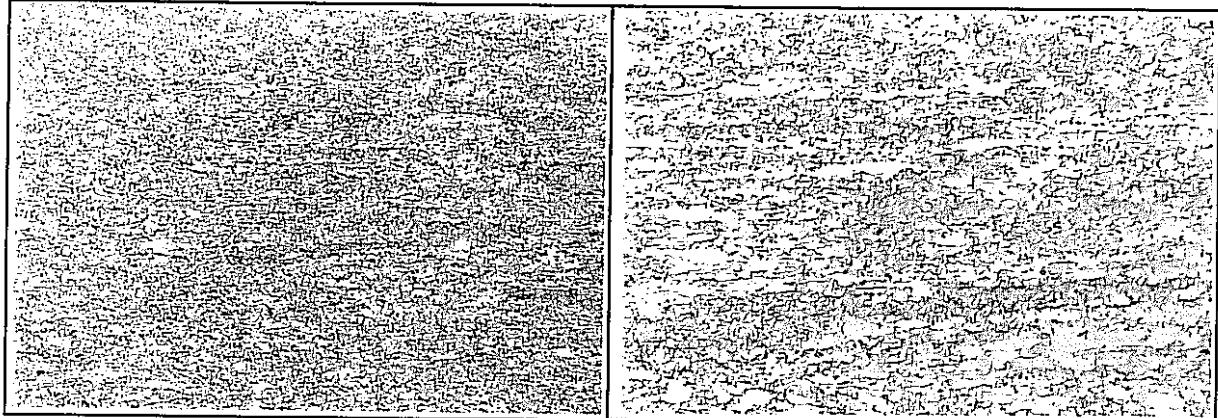


($\times 100$)

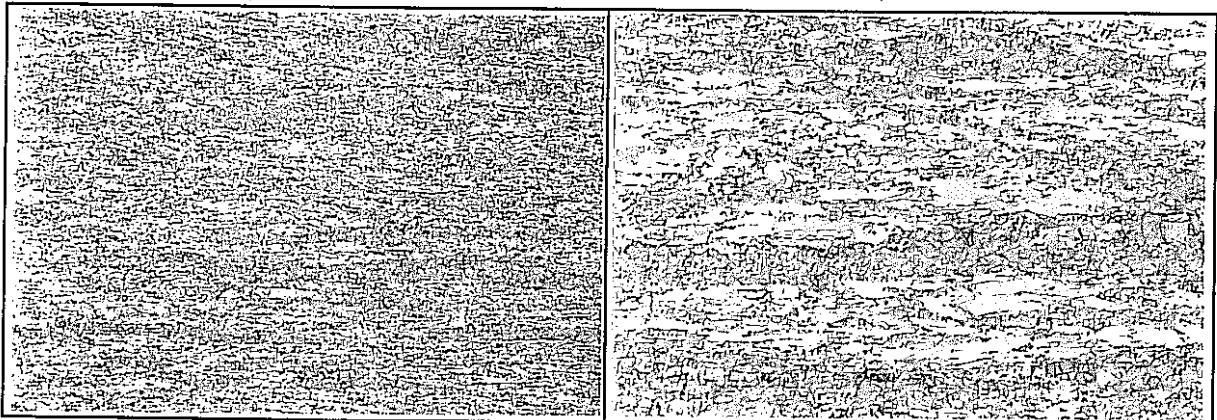
($\times 400$)

**写真 9.1 マルテンサイト系 ODS 鋼焼きならし後ミクロ組織
[1150°C/押出材] (M61; L方向)**

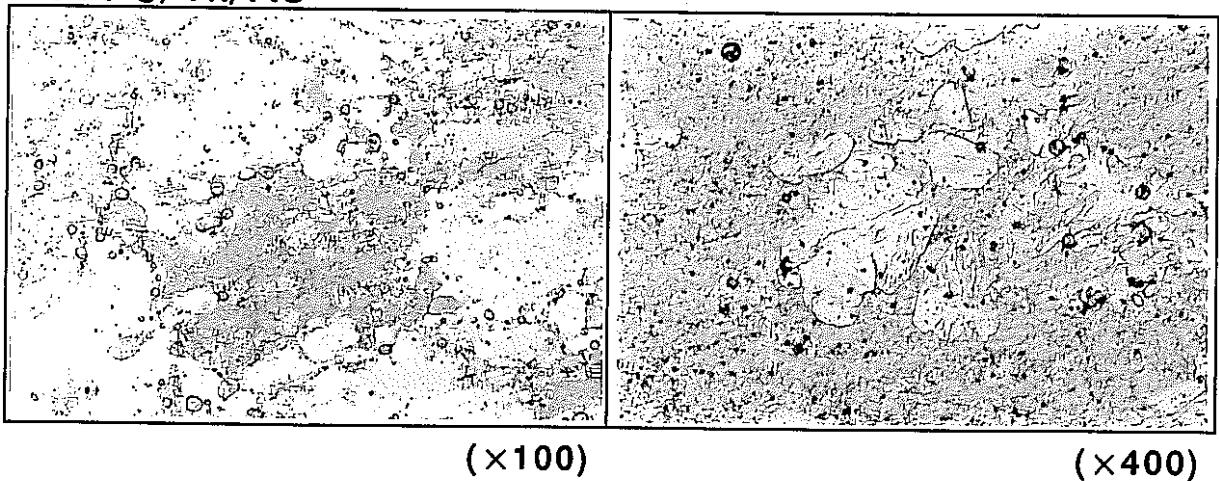
1100°C/1h/AC



1200°C/1h/AC

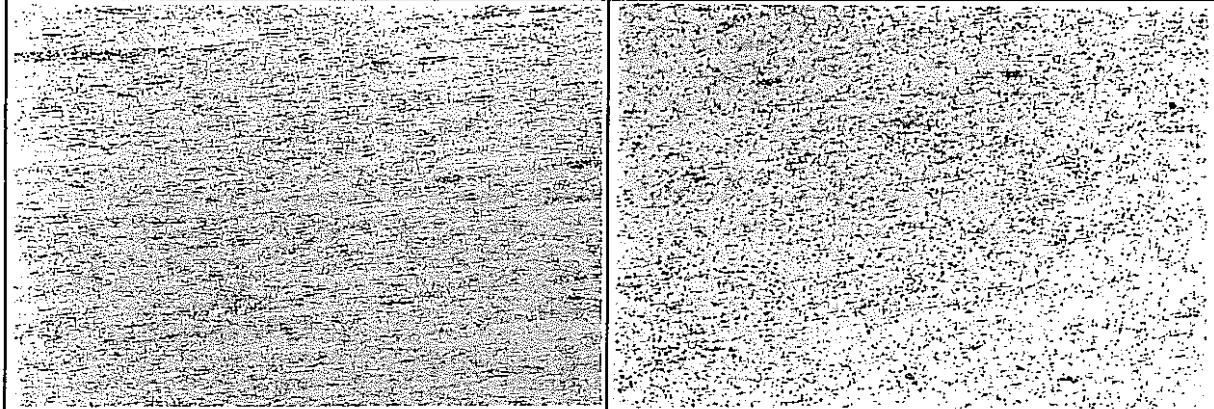


1300°C/1h/AC

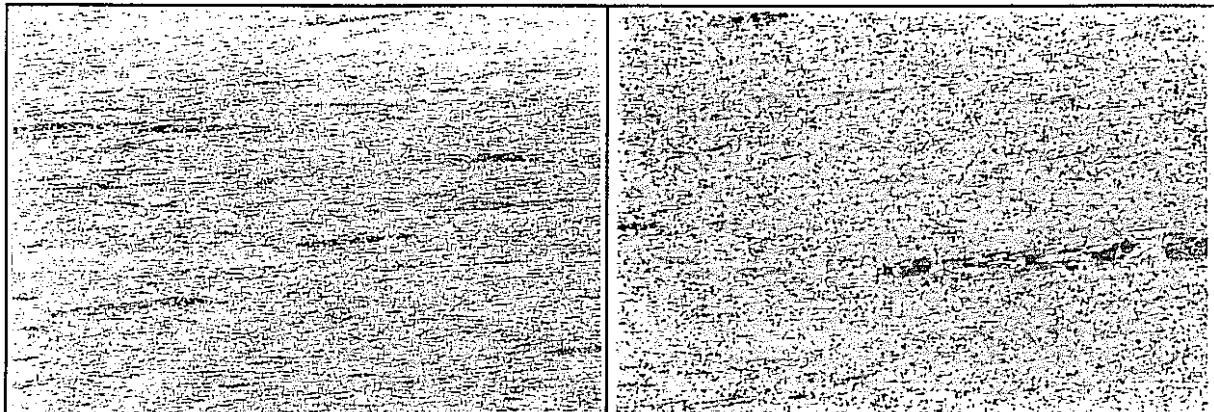


**写真 9.2 マルテンサイト系 ODS 鋼焼きならし後ミクロ組織
[1150°C/押出材] (M61; L方向)**

800 °C / 1h / AC



900 °C / 1h / AC



1000 °C / 1h / AC

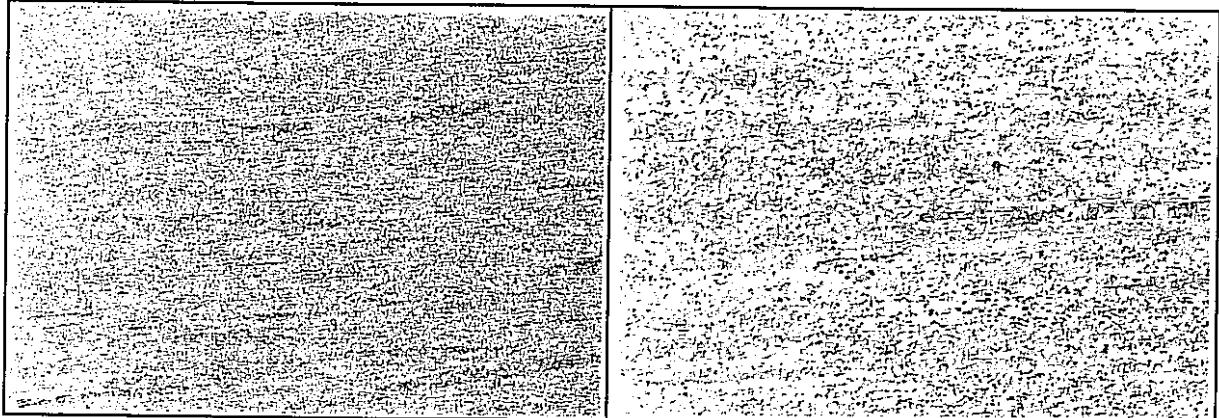


($\times 100$)

($\times 400$)

写真 9.3 マルテンサイト系 ODS 鋼焼きならし後ミクロ組織
[850 °C / 押出材] (M61 ; L 方向)

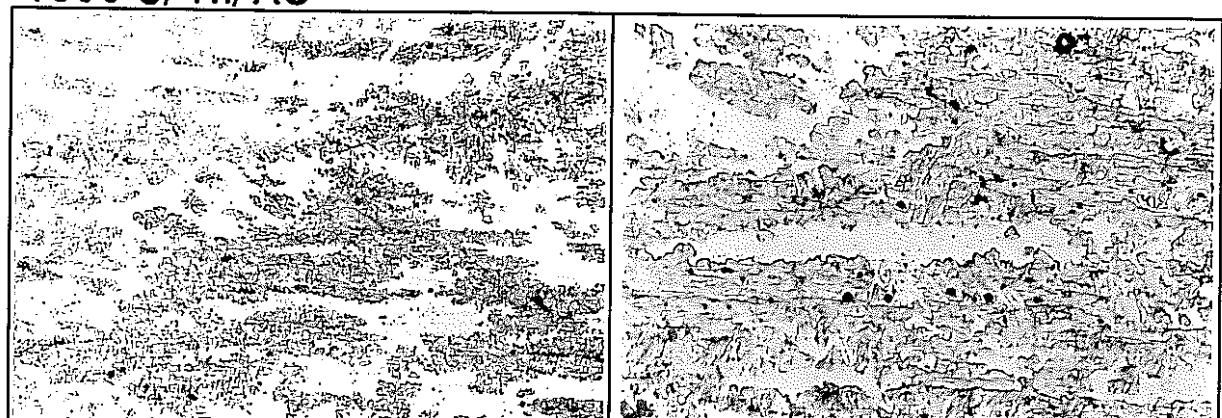
1100°C/1h/AC



1200°C/1h/AC



1300°C/1h/AC

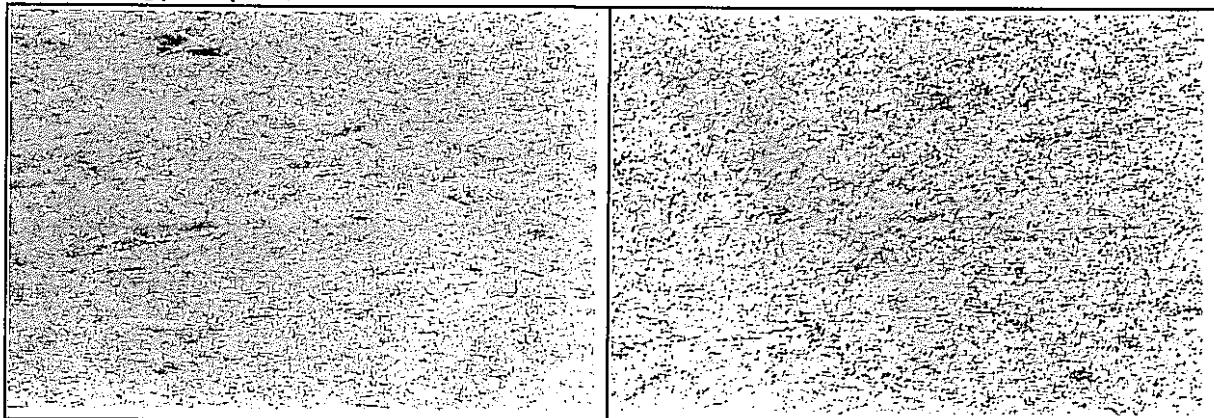


($\times 100$)

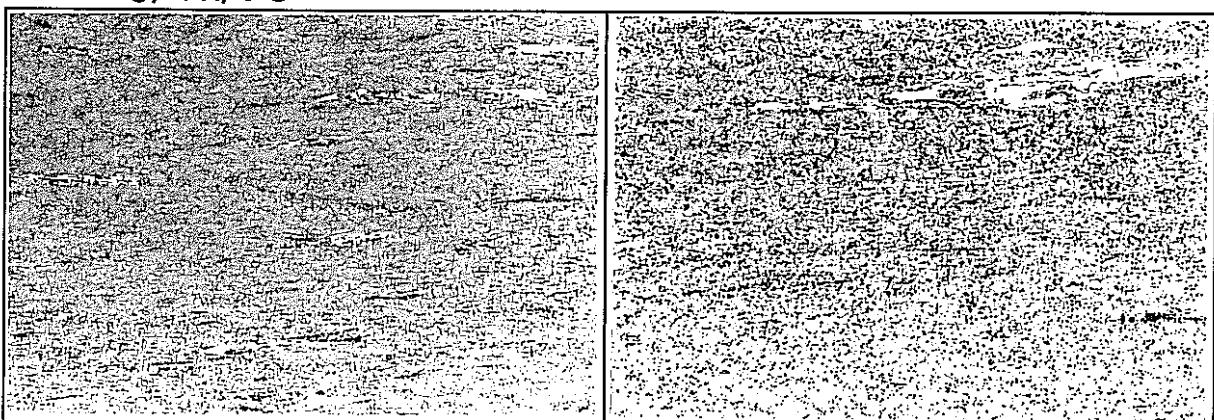
($\times 400$)

**写真 9.4 マルテンサイト系 ODS 鋼焼きならし後ミクロ組織
[850 °C/押出材] (M61 ; L 方向)**

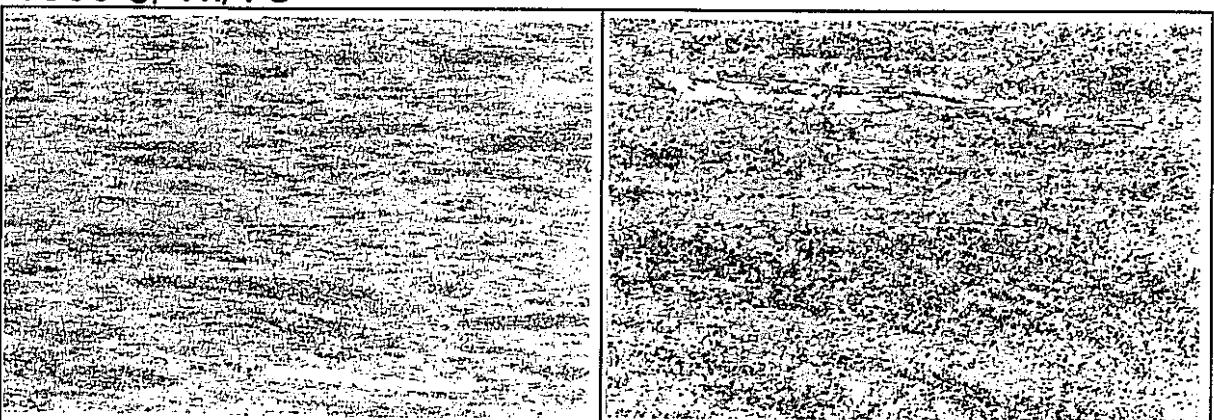
800°C/1h/FC



900°C/1h/FC



1000°C/1h/FC



($\times 100$)

($\times 400$)

**写真 9.5 マルテンサイト系ODS鋼焼きならし後ミクロ組織
[1150°C/押出材] (-100°C/h) (M61; L方向)**

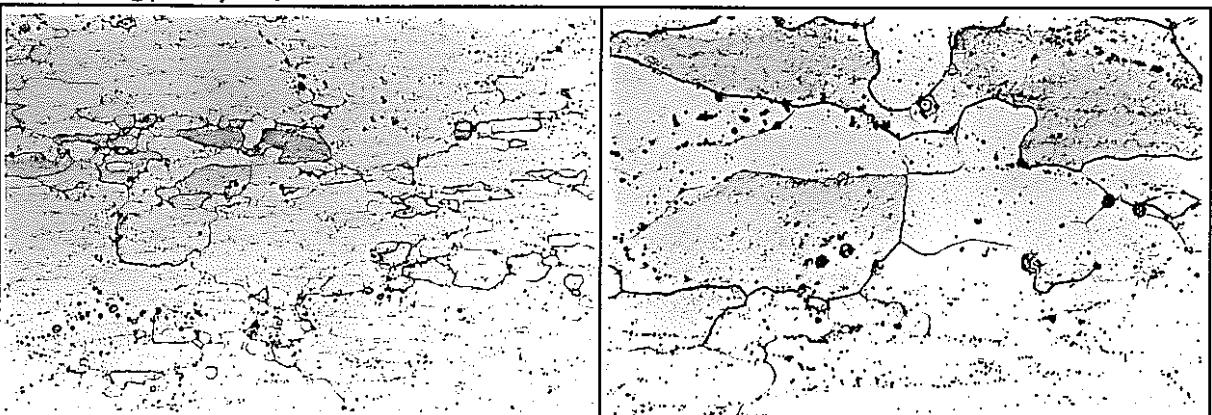
1100 °C / 1h / FC



1200 °C / 1h / FC



1300 °C / 1h / FC

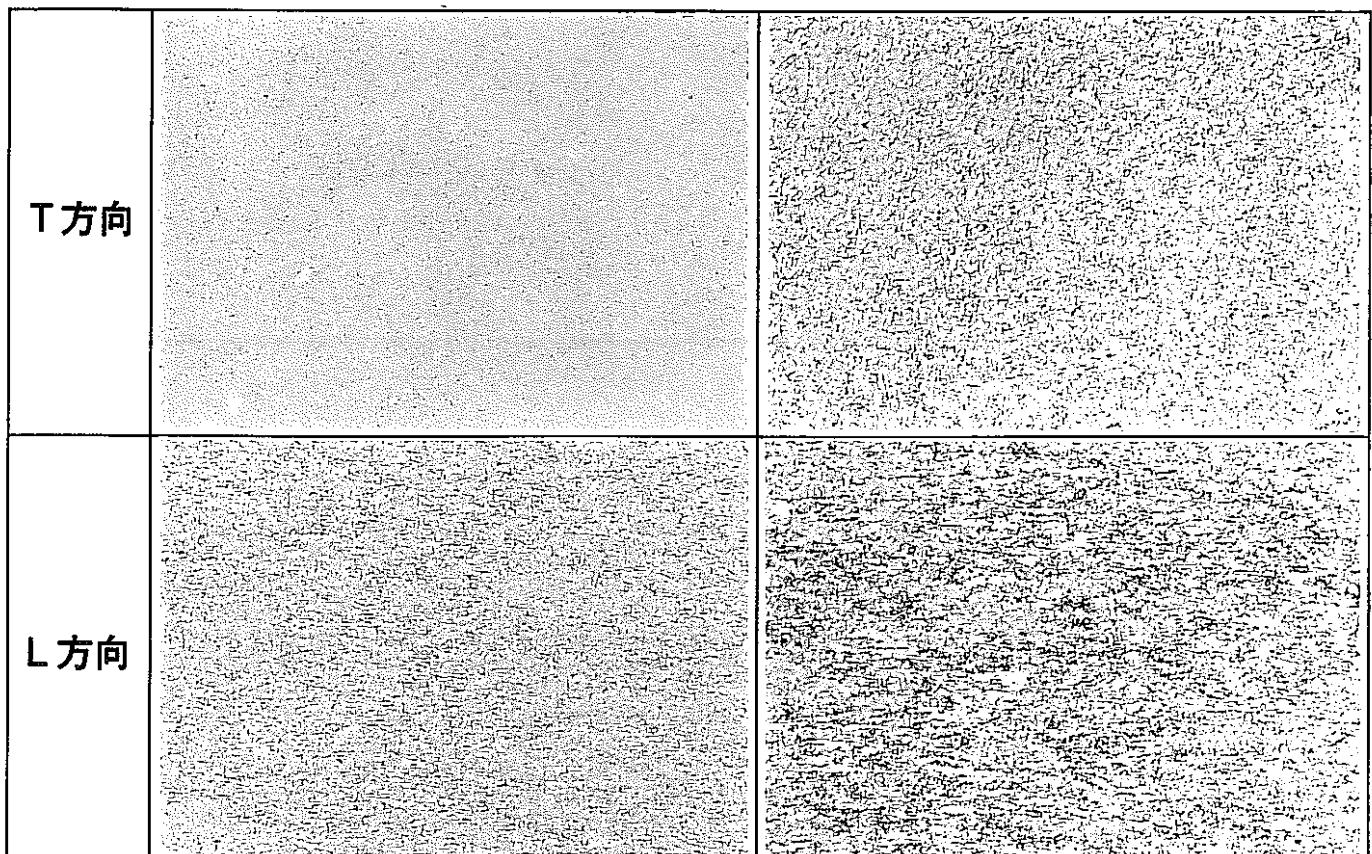


($\times 100$)

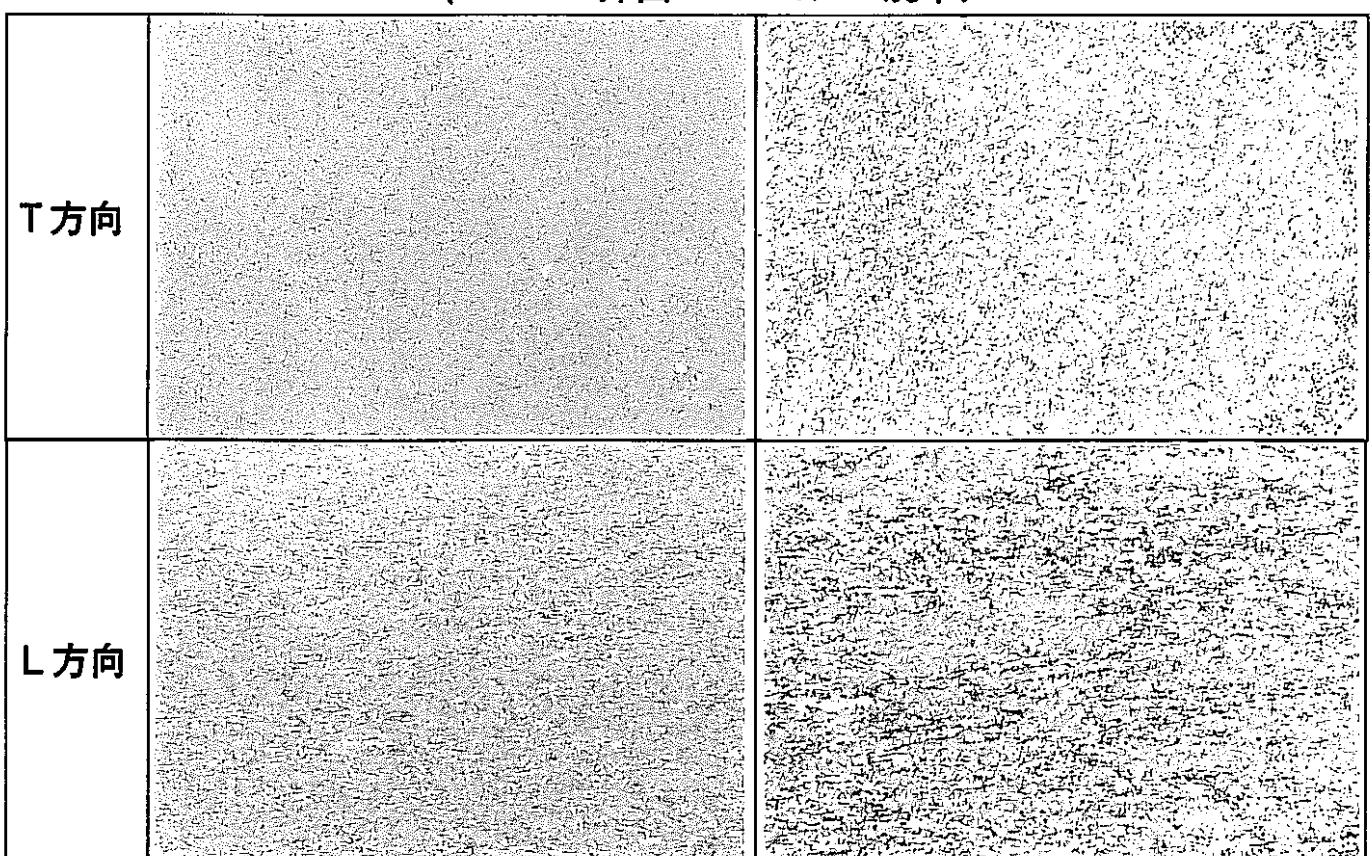
($\times 400$)

**写真 9.6 マルテンサイト系 ODS 鋼焼きならし後ミクロ組織
[1150 °C / 押出材] (-100 °C / h) (M61 ; L 方向)**

(1150°C押出+700°C/1h焼準)



(1150°C押出+750°C/1h焼準)

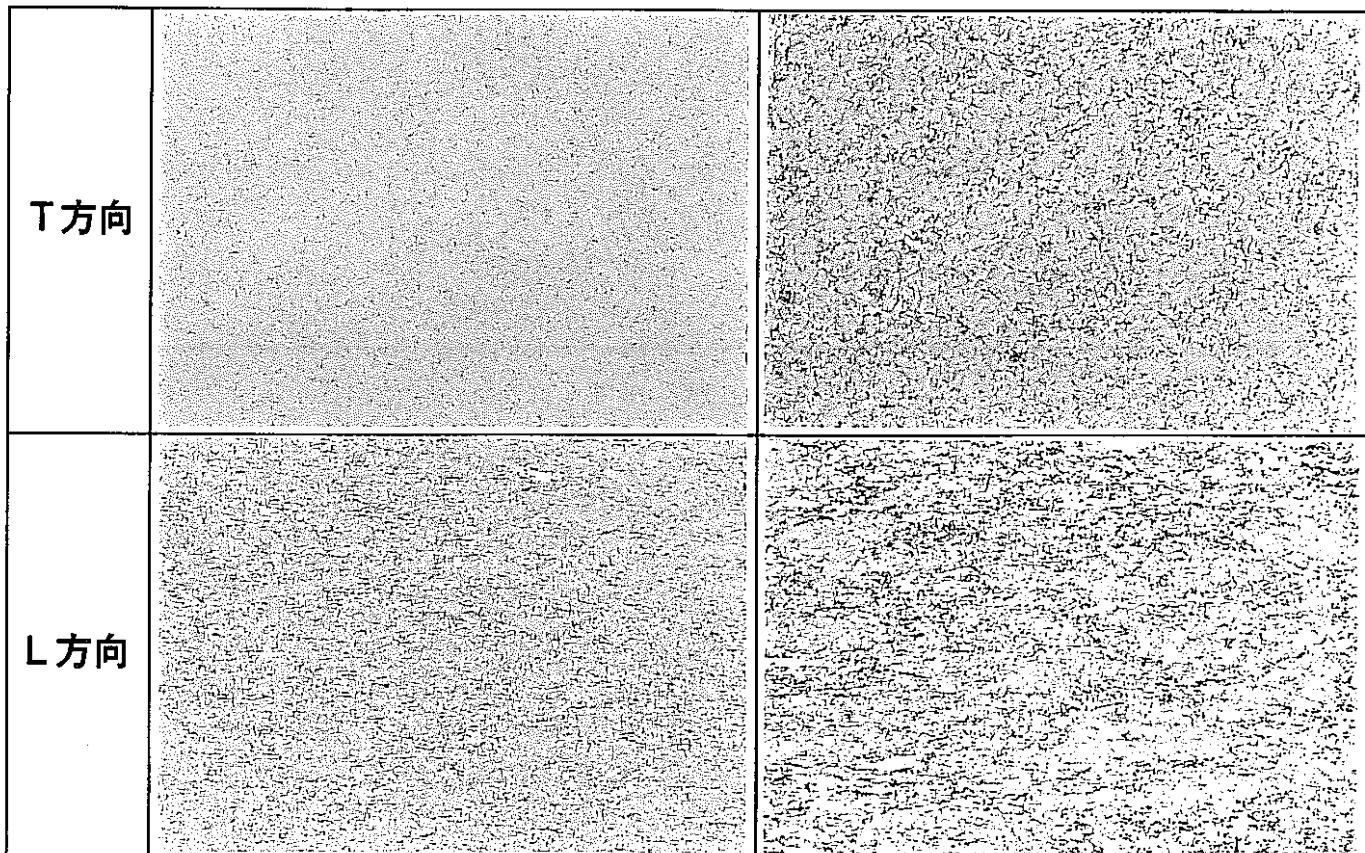


100 μm

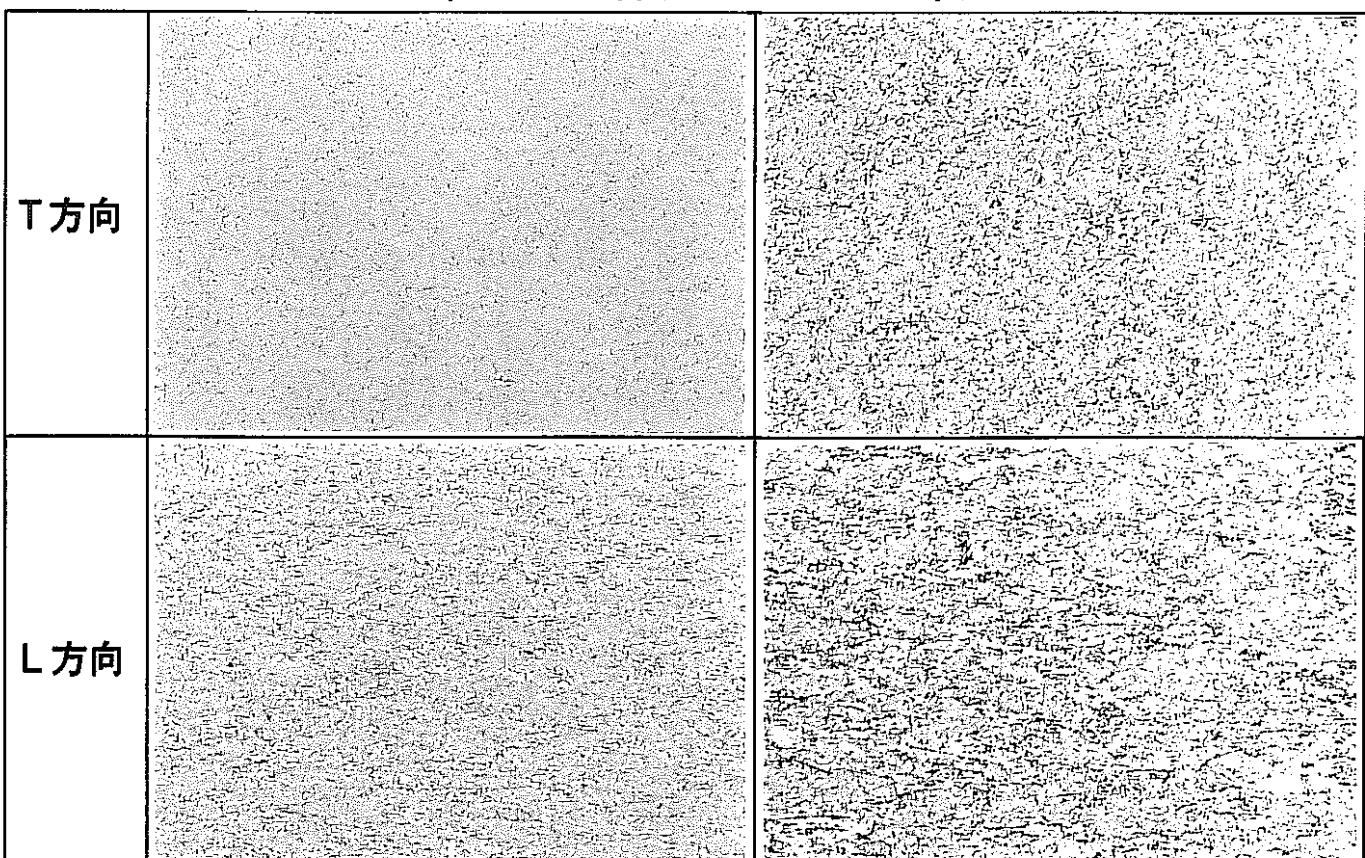
25 μm

写真 9.7 ODS マルテンサイト鋼押出材ミクロ組織
(0.2C-11Cr-3W-0.4Ti-0.33Y₂O₃) M63

(1150°C押出+800°C/1h焼準)



(1150°C押出+850°C/1h焼準)

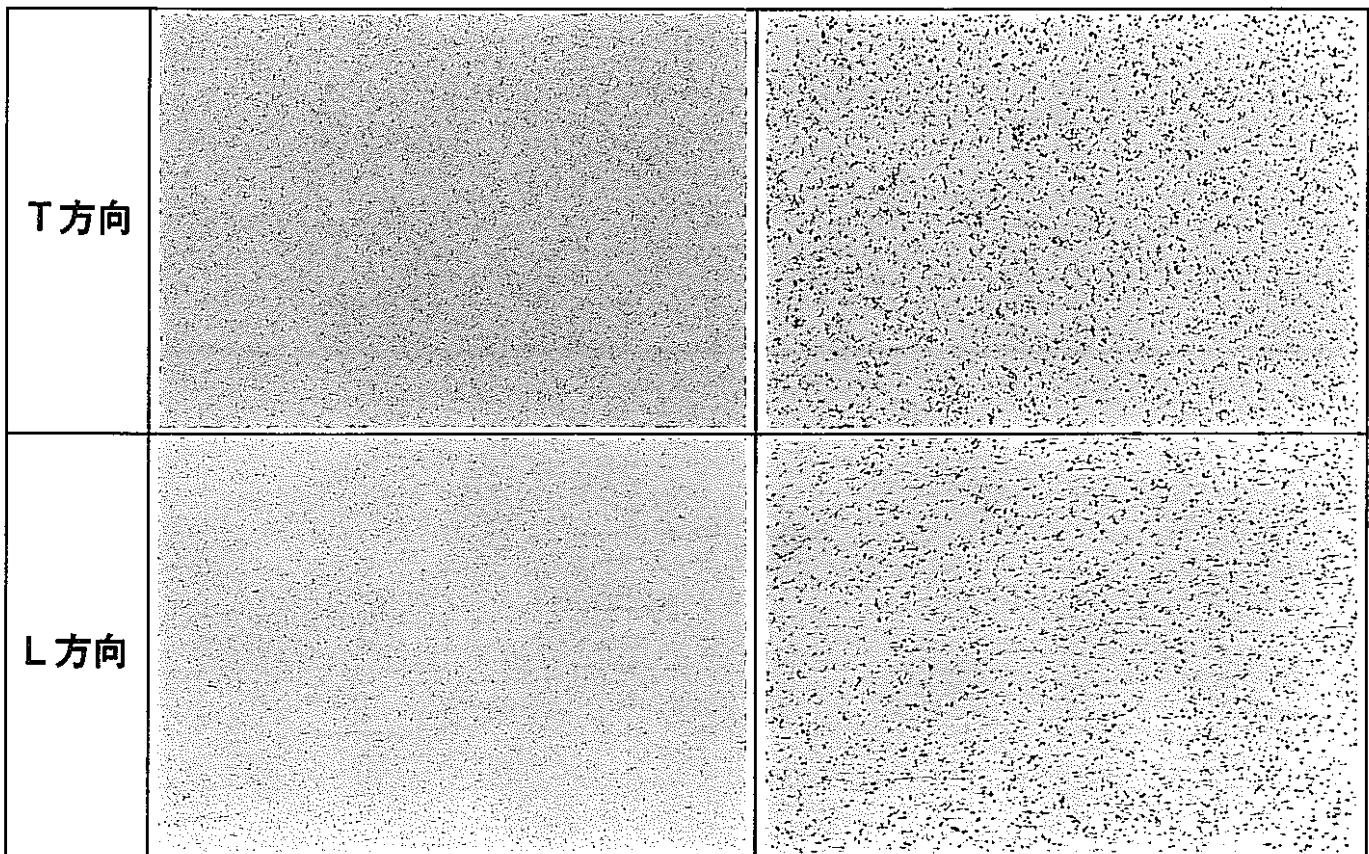


100 μm

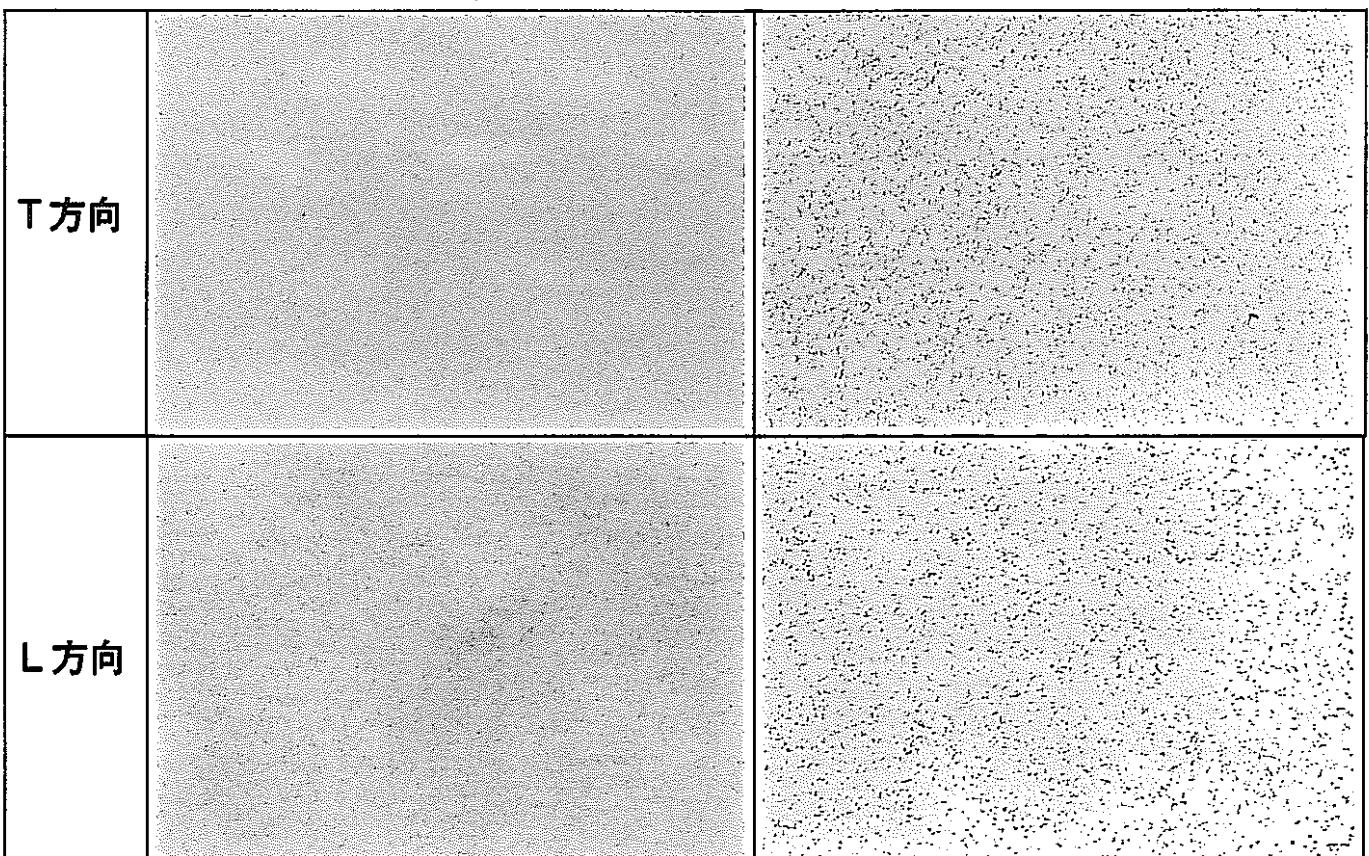
25 μm

写真 9.8 ODS マルテンサイト鋼押出材ミクロ組織
(0.2C-11Cr-3W-0.4Ti-0.33Y₂O₃) M63 鋼

(850°C押出+700°C/1h焼準)



(850°C押出+750°C/1h焼準)

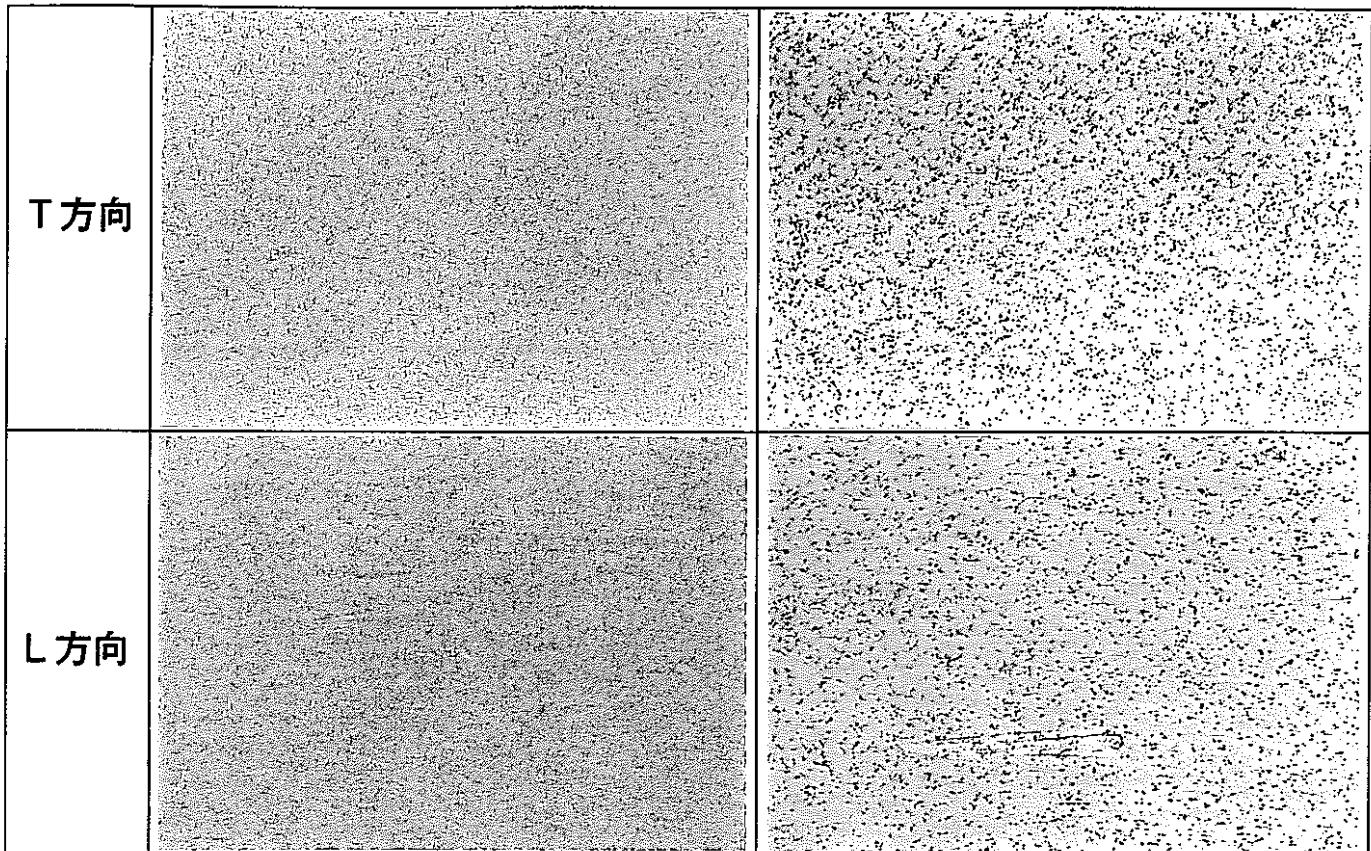


100 μm

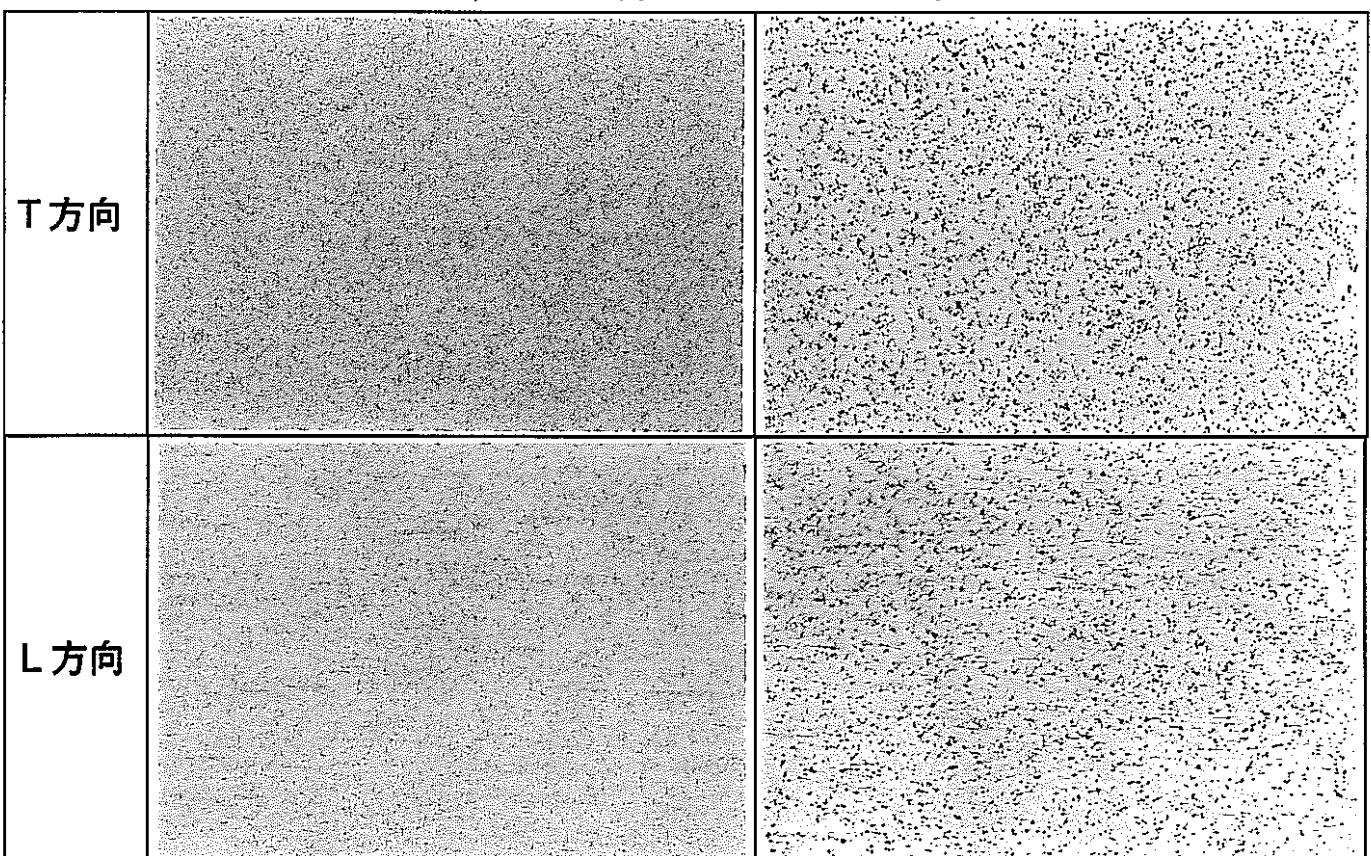
25 μm

写真9.9 ODSマルテンサイト鋼押出材ミクロ組織
(0.2C-11Cr-3W-0.4Ti-0.33Y₂O₃) M63鋼

(850°C押出+800°C/1h焼準)



(850°C押出+850°C/1h焼準)



100 μm

25 μm

写真9.10 ODSマルテンサイト鋼押出材ミクロ組織
(0.2C-11Cr-3W-0.4Ti-0.33Y₂O₃) M63

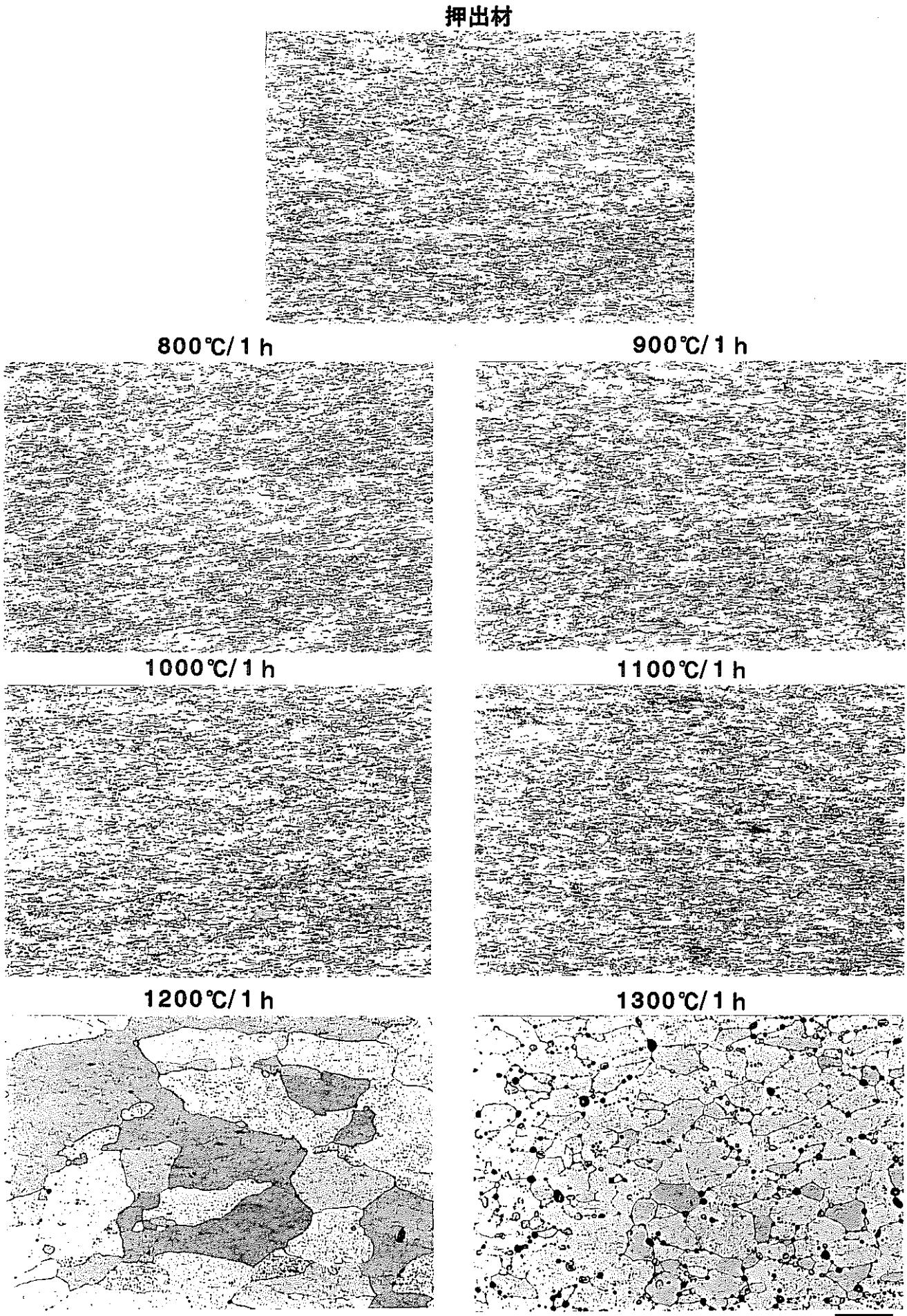


写真10 9CrODS フェライト(M65)鋼押出+焼純材ミクロ組織 100 μm

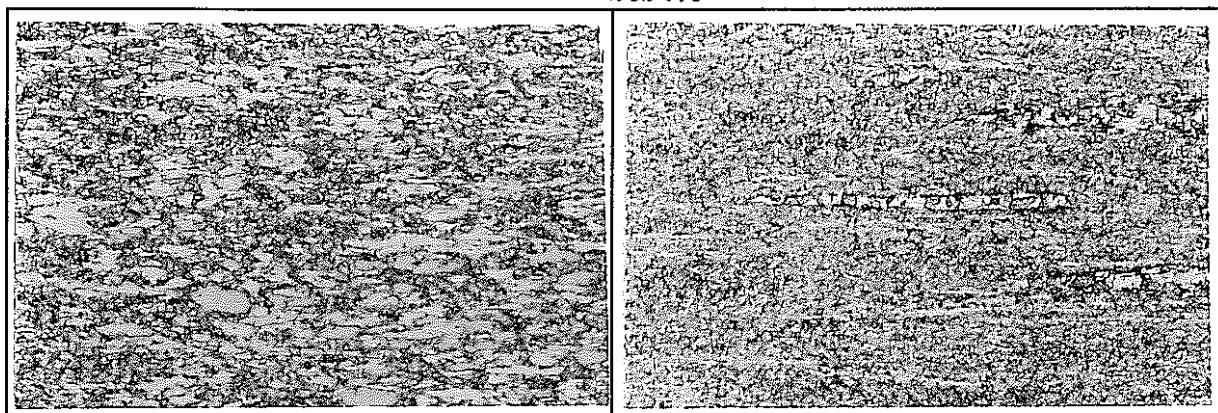
700°C焼戻材



フェライト ; HV254, マルテンサイト ; HV456

フェライト ; HV246, マルテンサイト ; HV511

750°C焼戻材



フェライト ; HV218, マルテンサイト ; HV422

フェライト ; HV250, マルテンサイト ; HV574

800°C焼戻材



フェライト ; HV222, マルテンサイト ; HV492

フェライト ; HV200, マルテンサイト ; HV558

25 μm

写真 11.1 ODS マルテンサイト鋼押出/焼準+焼戻材ミクロ組織 (L 方向)
(1100 °C / 1h / AC + T °C / 1h / FC)
(M61 鋼 ; 0.1C-10Cr-2.9W-0.33Ti-0.32Y₂O₃-0.11Ex.O)
[左 ; 1150 °C 押出材、右 ; 850 °C 押出材]

700°C焼戻材



フェライト ; HV253, マルテンサイト ; HV468

フェライト ; HV250, マルテンサイト ; HV477

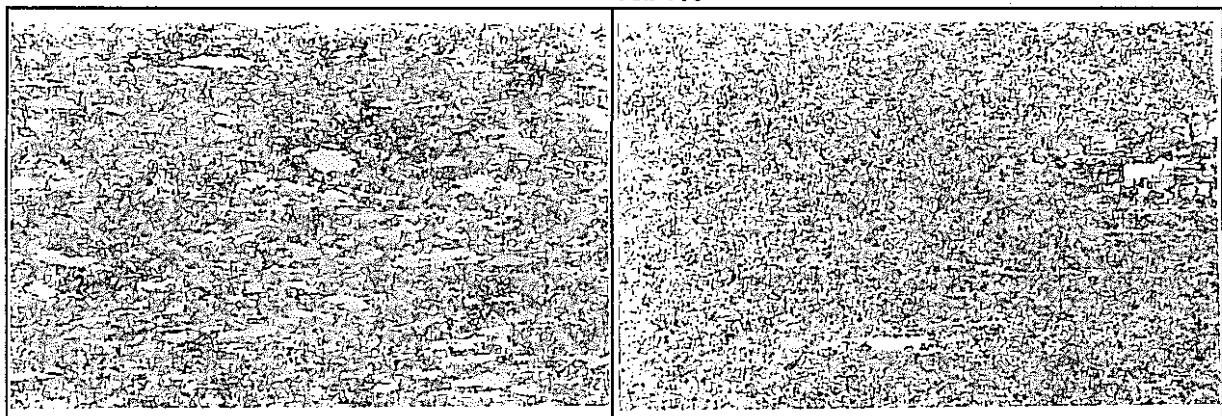
750°C焼戻材



フェライト ; HV253, マルテンサイト ; HV431

フェライト ; HV242, マルテンサイト ; HV541

800°C焼戻材



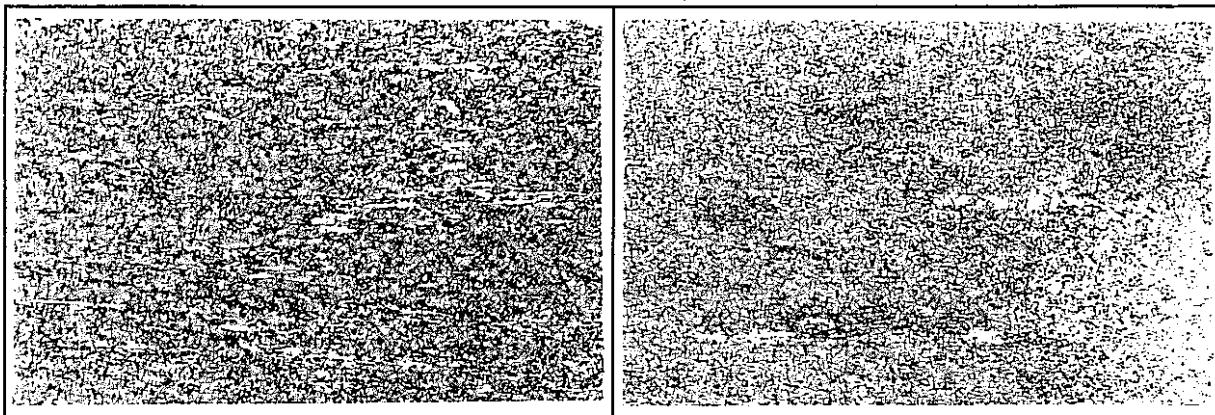
フェライト ; HV240, マルテンサイト ; HV469

フェライト ; HV264, マルテンサイト ; HV505

25 μm

写真 11.2 ODS マルテンサイト鋼押出/焼準 + 焼戻材ミクロ組織(L方向)
(1100 °C / 1h / AC + T °C / 1h / FC)
(M62 鋼 ; 0.1C-9Cr-2.7W-0.29Ti-0.28Y₂O₃-0.08Ex.O)
[左 ; 1150 °C 押出材、右 ; 850 °C 押出材]

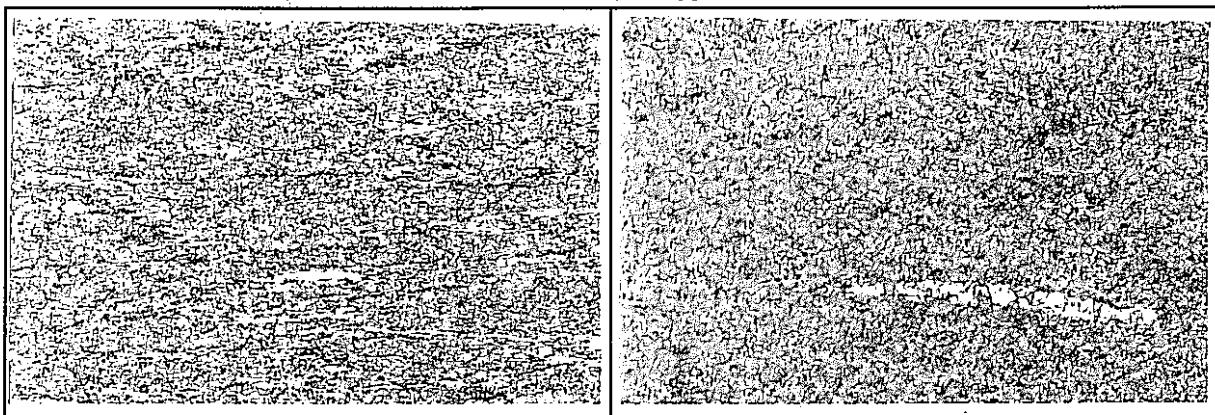
700°C焼戻材



フェライト ; HV266, マルテンサイト ; HV477

フェライト ; HV266, マルテンサイト ; HV498

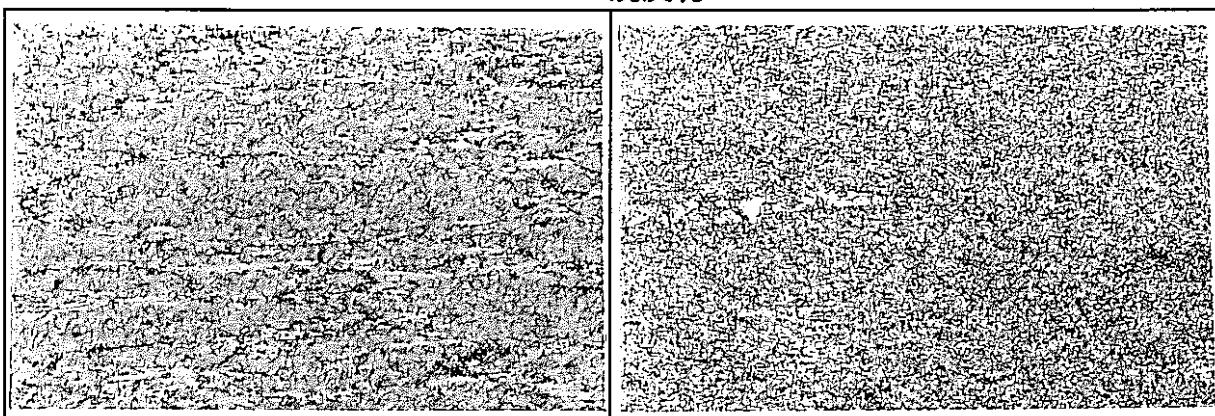
750°C焼戻材



フェライト ; HV251, マルテンサイト ; HV484

フェライト ; HV249, マルテンサイト ; HV501

800°C焼戻材



フェライト ; HV243, マルテンサイト ; HV534

フェライト ; HV264, マルテンサイト ; HV632

25 μm

写真 11.3 ODS マルテンサイト鋼押出/焼準+焼戻材ミクロ組織(L方向)

(1100 °C/1h/AC + T °C/1h/FC)

(M63 鋼 ; 0.2C-10Cr-2.6W-0.28Ti-0.31Y₂O₃-0.08Ex.O)

[左 ; 1150 °C押出材、右 ; 850 °C押出材]

表8 フェライト/マルテンサイト系ODS鋼のまとめ

年度	主要組成	F/M比	硬さ(HV)	加工性	内圧強度
H4 (2種)	H44: 0.18C-11.3Cr-2.7W-0.48Ti-0.50Y ₂ O ₃ -0.08Ex.O	M大	~450	×	○
H5 (1種)	M51: 0.20C-10.6Cr-2.8W-0.42Ti-0.36Y ₂ O ₃ -0.16Ex.O	M大	~380	×	○
H6 (4種)	M65: 0.01C-9.80Cr-2.7W-0.38Ti-0.23Y ₂ O ₃ -0.07Ex.O	F大	~150	○	/
	M61: 0.10C-10.4Cr-2.9W-0.33Ti-0.32Y ₂ O ₃ -0.11Ex.O	M+F	~350	×	/
	M62: 0.11C-9.06Cr-2.7W-0.29Ti-0.28Y ₂ O ₃ -0.08Ex.O	M+F	~350	×	/
	M63: 0.19C-10.3Cr-2.6W-0.28Ti-0.31Y ₂ O ₃ -0.08Ex.O	M大	~400	×	/
H7					